МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛОВ

ВЫСШАЯ ШКОЛА

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛОВ

Допущено
Министерством образования
Российской Федерации
в качестве учебника
для студентов
высших учебных заведений,
обучающихся по машиностроительным
специальностям



Москва
«Высшая школа»
2001

УДК 620.22
ББК 30.3
М 34

Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин, В.С. Гаврилюк, В.С. Соколов, Н.Х. Соколова, Л.В. Тутатчикова, И.П. Спирихин, В.А. Гольцов

Рецензенты: проф., д. т. н. **В.В.Атрощенко** (зав. кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства» Уфимского государственного авиационного технического университета); проф. **В.М. Приходько** (зав. кафедрой «Технология конструкционных материалов» Московского государственного автомобильно-дорожного института)

ISBN 5-06-003616-2 © ГУП «Издательство «Высшая школа», 2001

Оригинал-макет данного издания является собственностью издательства «Высшая школа» и его репродуцирование (воспроизведение) любым способом без согласия издательства запрещается.

Посвящается памяти выдающегося ученого-материаловеда и организатора учебного процесса Юрия Михайловича Лахтина

Предисловие

Материаловедение и технология материалов относятся к числу основополагающих учебных дисциплин для специальностей машиностроительного профиля. Это связано прежде всего с тем, что получение, разработка новых материалов, способы их обработки являются основой современного производства и во многом определяют уровнем своего развития научно-технический и экономический потенциал страны. Проектирование рациональных, конкурентоспособных изделий, организация их производства невозможны без должного технологического обеспечения и достаточного уровня знаний в области материаловедения и технологии. Последние являются важнейшим показателем образованности инженера в области техники.

Наконец, материаловедение и технология конструкционных материалов служат базой для изучения многих специальных дисциплин.

В настоящем учебнике рассмотрены физико-химические основы строения и свойств конструкционных металлических и неметаллических материалов, приводятся широко используемые методы определения механических свойств материалов при различных видах нагружения, излагаются основы термической обработки и поверхностного упрочнения деталей. Значительное внимание при этом уделяется дислокационной концепции прочности.

В учебнике представлены все основные технологические процессы: литейное производство, обработка металлов давлением и резанием, сварка и пайка.

Учебник написан коллективом авторов, представляющих ведущие технические высшие учебные заведения России: Московский государственный авиационный институт (ТУ), авторы: профессор Г. П. Фетисов (раздел 4, § 8.4), профессор М. Г. Карпман (гл. 7, § 8.1—8.2, раздел 2), доцент В. А. Гольцов (раздел 5), доцент Н. Х. Соколова (гл. 4 и 6); Московский государственный технический университет имени Баумана: профессор В. С. Гаврилюк (раздел 3); Московский энергетический институт (ТУ): профессор В. М. Матюнин (гл. 2), профессор И. П. Спирихин (гл. 1, 3; § 5.1—5.4) и доцент Л. В. Тутатчикова (§ 5.5; 8.3); Московский государственный университет инженерной экологии: доцент В. С. Соколов (гл. 9, 10).

Раздел 1. Основы строения и свойств материалов

Разнообразие свойств материалов является главным фактором, предопределяющим их широкое использование в технике. Материалы обладают отличающимися друг от друга свойствами, причем каждое зависит от особенностей внутреннего строения материала. В связи с этим материаловедение как наука занимается изучением строения материалов в тесной связи с их свойствами. Основные свойства материалов можно подразделить на физические, химические, механические, технологические и специальные.

К физическим свойствам относятся магнитные, электро- и теплопроводность, а также такие свойства, как плотность, теплоемкость, температура плавления и др. Химические свойства характеризуют специфику межатомного взаимодействия материала с другими веществами, в том числе с окружающей средой, например коррозию. Среди механических свойств следует назвать прежде всего такие, как прочность, твердость, пластичность, вязкость.

От физических, химических и механических свойств зависят технологические и специальные свойства материалов. К технологическим свойствам относятся литейные, ковкость, свариваемость, обрабатываемость режущим инструментом, а к специальным — жаропрочность, жаростойкость, сопротивление коррозии, износостойкость и др. Среди механических свойств прочность занимает особое место, так как прежде всего от нее зависит неразрушаемость изделий под действием эксплуатационных нагрузок.

Учение о прочности и разрушении материалов является важнейшей частью материаловедения, поэтому оно представляет для специалистов машиностроения большой интерес не только с точки зрения обеспечения прочности, надежности и долговечности изделий. Оно имеет и очень важное технологическое значение. Это объясняется тем, что основные, связанные с послойным удалением материала формообразующие и многие упрочняющие операции обработки деталей по своей сути представляют собой дозированное, технологически управляемое разрушение материала, осуществляемое по какому-либо определенному режиму. Особенно это касается современных самых перспективных, так называемых высоких технологий, основанных на применении в качестве инструмента концентрированных потоков энергии,

создаваемых лазерным излучением, сфокусированными потоками электронов, а также плазменными потоками.

Таким образом, четкое уяснение современных представлений о природе прочности материалов и тонком физическом механизме их разрушения окажется для специалистов важной теоретической основой не только при выборе подходящих конструкционных материалов для деталей различного целевого назначения и поисках рациональных способов формирования в них требуемых прочностных свойств, но и при разработке технологических процессов обработки материалов, а также при определении видов и рабочих характеристик используемого в производстве технологического оборудования.

Рациональное внутреннее строение металлических сплавов, используемых для изготовления большинства деталей в машиностроении, в основном определяется так называемой дислокационной структурой. Поэтому в данном разделе большое внимание уделяется описанию составных элементов этой структуры и рассмотрению вопросов, связанных с закономерностями ее формирования в сплавах. Это дает дополнительную возможность уяснить те особенности строения конструкционного материала, от которых непосредственно зависит его прочность.

Содержание данного раздела составляют основные положения материаловедения, изучающего специфику строения материалов и его влияние на их различные свойства.

С древнейших времен в качестве конструкционных материалов используются не только металлические, но и неметаллические материалы. Несмотря на успехи, достигнутые в создании неметаллических материалов, все же основными материалами, используемыми в машиностроении, являются и еще долго будут оставаться металлы и их сплавы. В связи с этим первоначально сложилось металловедение как самостоятельная часть материаловедения.

Российские ученые сыграли ведущую роль в развитии металловедения и материаловедения. Одним из них является П. П. Аносов, который в 1831 г. впервые применил микроскоп в разработке методики исследования строения стали. В 1868 г. Д. К. Чернов открытием критических точек в стали установил подлинно научную причину изменения ее свойств при термической обработке, за что получил международное признание.

В 1900 г. на Всемирной выставке в Париже известный французский металлург Г. Монгольфье сказал: «Считаю своим долгом открыто и публично заявить в присутствии стольких знатоков и специалистов, что наши заводы и все сталелитейное дело обязаны настоящим успехом в значительной мере трудам и исследованиям русского инженера Д. К. Чернова, и приглашаю всех выразить ему нашу признательность и благодарность от имени всей металлургической промышленности». А в 1903 г. вышла книга американского металлурга Хоу со следующим посвящением: «Профессору Дмитрию Константиновичу Чернову, отцу металлургии железа».

Существенный вклад в развитие науки о металлических материалах внесли Н. С. Курнаков, А. А. Байков, А. М. Бочвар, С. Т. Кишкин, С. С. Штейнберг, Г. П. Курдюмов, А. П. Гуляев и их последователи. Среди известных зарубежных ученых, без трудов которых немыслимы успехи развития металловедения, следует назвать Ф. Осмонда, Г. Таммана, Э. Бейна, М. Мейла, Г. Розебума и др

Глава 1. Кристаллическое строение и свойства металлов

Характерные свойства металлов, например высокие прочность, пластичность, электро- и теплопроводность и другие, обусловлены их строением на межатомном и внутриатомном уровнях.

Металлы являются телами кристаллическими. Это означает, что атомы в занимаемом ими пространстве расположены строго упорядоченно, находясь в определенных местах на вполне определенных расстояниях друг от друга. При этом атомы не перемещаются друг относительно друга, т. е. они имеют постоянных соседей. Находясь на своих местах, атомы вследствие термокинетического эффекта совершают колебания частотой 10^{13} Гц с изменяющейся в зависимости от температуры амплитудой.

В ряде случаев под влиянием локальных тепловых процессов атомы кристаллических тел все же могут перемещаться между соседями в другие положения. Такие перемещения составляют суть явления, называемого *диффузией*. Диффузия однородных атомов между соседями называется *самодиффузией*.

Таким образом, сущность кристаллического строения металлов заключается в упорядоченном расположении в них атомов друг относительно друга.

1.1. Основные типы кристаллических решеток

Если соединить атомы воображаемыми линиями в трех взаимно перпендикулярных направлениях, то получится пространственная кристаллическая решетка. Ее наименьшим структурным образованием является элементарная ячейка, контур которой представляет какое-нибудь составленное из атомов геометрическое тело, например куб или шестигранную призму. Ячейки,

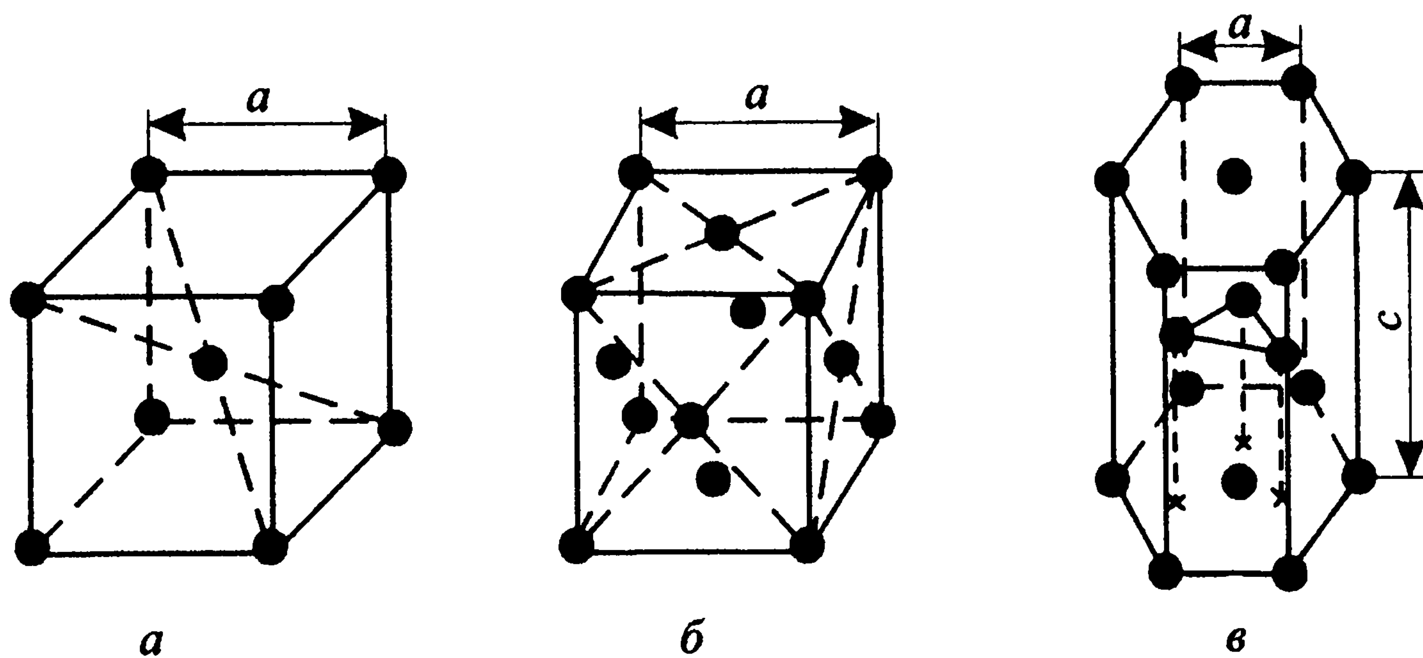


Рис. 1.1. Основные типы кристаллических решеток металлов:
а — кубическая объемно-центрированная (ОЦК); *б* — кубическая гранецентрированная (ГЦК);
в — гексагональная плотноупакованная (ГПУ)

примыкая друг к другу и многократно повторяясь, образуют более крупные образования — зерна или кристаллиты.

Ориентировка ячеек в соседних зернах металла различна, а в пределах каждого зерна одинакова. Поэтому в кристаллической решетке зерен существует ближний и дальний порядок. Ближний означает постоянство ближних атомов-соседей у каждого атома, а дальний — удаленных.

Наиболее простой кристаллической решеткой у металлов является кубическая, имеющая две разновидности: кубическую объемно-центрированную (ОЦК) и кубическую гранецентрированную (ГЦК) (рис. 1.1, *а*, *б*). У обоих типов этих решеток основу ячеек составляют восемь атомов, образующих куб и находящихся в его вершинах. Остальные атомы находятся или в центре объема куба (один атом на пересечении диагоналей в решетке ОЦК), или в центре каждой из его граней (шесть атомов в решетке ГЦК). Кристаллические решетки ОЦК имеют альфа-железо, хром, ванадий, вольфрам, молибден, бета-титан и другие металлы. Решетку ГЦК имеют гамма-железо, алюминий, медь, никель, свинец и некоторые другие металлы.

Другой разновидностью кристаллических решеток у металлов является гексагональная плотноупакованная решетка (ГПУ) (рис. 1.1, *в*). Ячейка этой решетки представляет собой шестигранную призму с центрированными основаниями, между которыми на некотором расстоянии от центров трех граней расположены еще три атома. ГПУ решетку имеют альфа-титан, магний, цинк, кадмий, бериллий и другие металлы.

В ячейках кристаллической решетки всех типов атомы касаются друг друга внешними слоями электронных оболочек. Межатомные силы сцепления, обеспечивающие морфологическую целостность кристаллической решетки, создаются электромагнитным взаимодействием, обусловленным наличием у атомов валентных электронов.

У металлов, находящихся в твердом состоянии, валентные электроны, освобождаясь от своих атомов, движутся между атомами, которые становятся положительно заряженными ионами. Принадлежащие всему зерну и образующие электронный «газ» свободные электроны, взаимодействуя с положительными ионами, обеспечивают целостность кристаллической решетки. Такая межатомная связь в кристаллической решетке получила название *металлической*. Она может существовать как между одноименными атомами в чистых металлах, так и между разнородными — в сплавах.

Прочность металла зависит от плотности упаковки его кристаллической решетки и особенностей строения его атомов (особенно валентного и подвалентного слоев электронной оболочки).

Плотность упаковки решетки, главным образом, определяется числом атомов, приходящихся на одну ячейку решетки, и расстоянием между ними (например, у ОЦК два атома на ячейку, а у ГЦК — четыре).

Наиболее характерным расстоянием является параметр решетки, который равен расстоянию между ближайшими атомами, составляющими грань кристаллической ячейки (см. рис. 1.1, *а*, *б*, *в*). У ОЦК и ГЦК решеток этот параметр одинаков по всем трем направлениям в пространстве, а у ГПУ — $c > a$. Параметры кристаллических решеток металлов составляют от 0,2 до 0,7 нм (1 нм = 10^{-9} м).

Следует помнить, что сила взаимодействия между атомами уменьшается из-за их тепловых колебаний. Результирующая сила взаимодействия тем меньше, чем выше температура.

1.2. Кристаллографические направления и плоскости

Упорядоченность расположения атомов в кристаллической решетке позволяет четко выделить отдельные кристаллографические направления и плоскости.

Кристаллографическими направлениями являются прямые или лучи, выходящие из какой-нибудь точки отсчета, вдоль которых на определенном расстоянии друг от друга располагаются атомы. Точками отсчета могут служить вершины куба, при этом кристаллографическими направлениями, например, являются его ребра и диагонали граней (рис. 1.2, *а*). Могут быть и другие интересующие исследователей направления.

Кристаллографическими плоскостями являются плоскости, на которых лежат атомы, например грани куба или его диагональные плоскости (рис. 1.2, *б*, *в*, *г*).

Кристаллографические направления и плоскости принято обозначать индексами Миллера. Для определения индекса какого-либо направления следует найти координаты ближайшего к точке отсчета атома, лежащего на этом направлении, выраженные через параметр решетки.

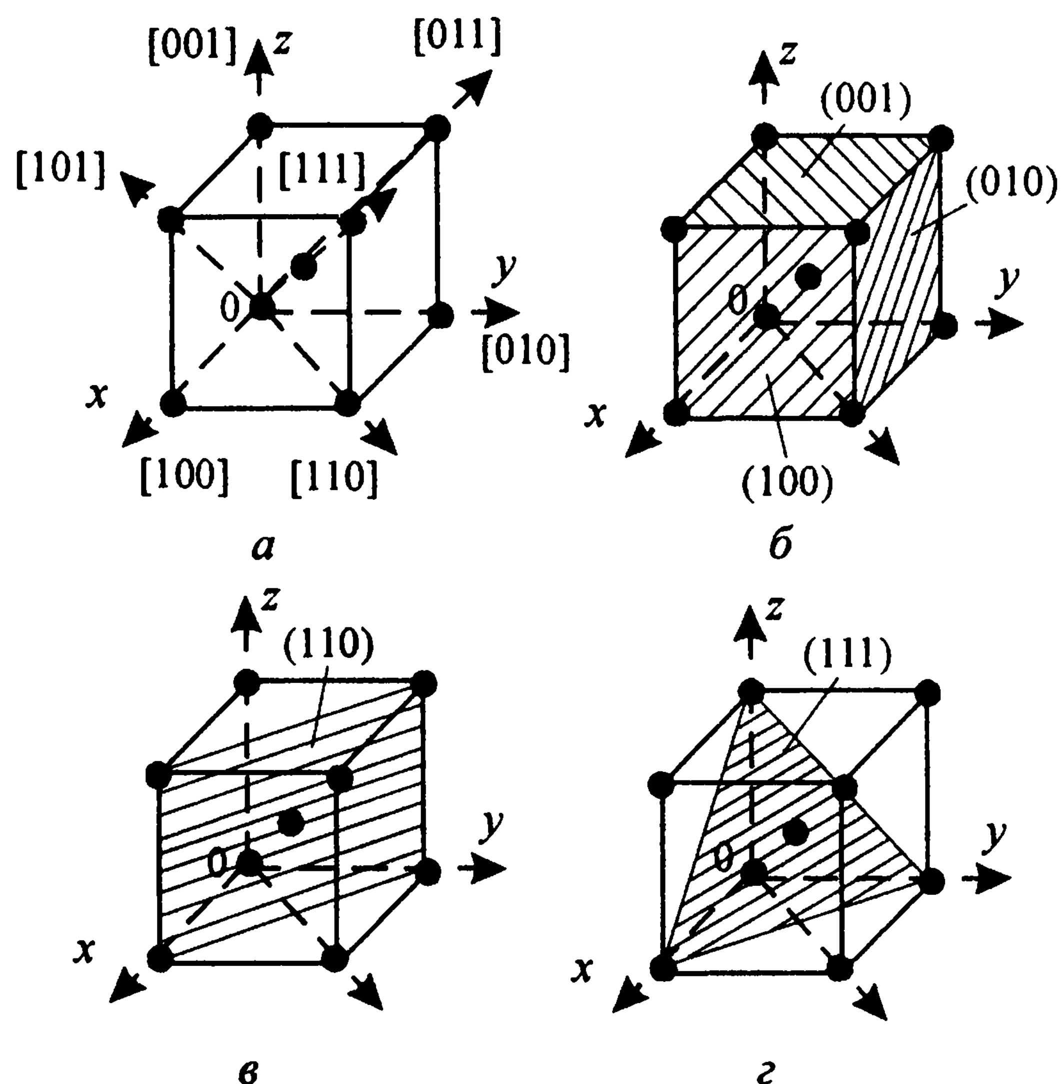


Рис. 1.2. Основные кристаллографические направления (*а*) и плоскости (*б, в, г*)

Например, координаты ближайшего атома вдоль оси *ох* выразятся через 100. Этими цифрами принято обозначать индекс направления вдоль оси *ох* и параллельных ему направлений: [100].

Индексы направлений вдоль осей *оу* и *oz* и параллельных им направлений выразятся соответственно через [010] и [001], а направления вдоль диагоналей граней *xoz, xoy, yoz* и диагонали куба получат индексы соответственно [101], [110], [011] и [111] (см. рис. 1.2, *а*).

Для определения индекса кристаллографической плоскости следует вначале найти координаты ближайших точек ее пересечения с осями координат, проведенными из точки отсчета *о*. Затем обратные величины найденных координат следует записать в обычной последовательности в круглых скобках. Например, координаты точек пересечения с осями координат интересующей нас ближайшей плоскости, параллельной плоскости *xoy* (т. е. плоскости верхней грани куба, рис. 1.2, *б*), являются числа ∞, ∞, 1. Поэтому индекс этой плоскости можно записать так: (001).

Индексы плоскостей, параллельных плоскостям *xoz* и *yoz,* запишутся в виде (010) и (100) (рис. 1.2, *б*). Индекс вертикальной диагональной плоскости куба выразится через (110), а индекс наклонной плоскости, пересекающейся со всеми тремя осями координат на удалении одного параметра, примет вид (111) (рис. 1.2, *в, г*).

Использование понятий о кристаллографических направлениях и плоскостях и их индексов позволяет описывать различные явления, происходящие в кристаллических телах, а также особенности свойств кристаллических тел вдоль различных направлений и плоскостей.

1.3. Анизотропия в кристаллах

Все физические, включая и прочностные, свойства металлов вдоль различных кристаллографических направлений зависят от числа атомов, расположенных на упомянутых направлениях.

В действительности в кристаллической решетке на различных направлениях находится разное число атомов. Например, в кубических решетках (см. рис. 1.2) вдоль диагоналей куба ОЦК решетки [111] или диагоналей граней решетки ГЦК [110], [101], [011] размещается больше атомов, чем по направлениям вдоль ребер кубов [100], [010], [001].

Из сказанного следует, что в кристаллических веществах должна наблюдаться анизотропия, т. е. неодинаковость свойств вдоль различных кристаллографических направлений.

Таким образом, анизотропия является закономерным результатом упорядоченного расположения атомов в кристаллических телах. Анизотропия механических и других свойств наблюдается при испытании образцов, вырезанных вдоль различных кристаллографических направлений.

Наглядным и убедительным подтверждением наличия анизотропии является опыт с медным шаром, изготовленным из монокристалла. Если такой шар нагревать, то вследствие неодинаковости коэффициентов линейного расширения по различным направлениям он зримо утратит геометрически правильную форму шара и превратится в эллипсоид. Не всем свойствам кристаллических тел присуще явление анизотропии. Например, такое свойство, как теплоемкость, от направления не зависит.

Следует особо подчеркнуть, что анизотропия проявляется только в пределах одного кристаллического зерна, или монокристалла. Реальные металлы являются телами поликристаллическими, состоящими из огромного числа зерен, произвольно ориентированных друг к другу своими кристаллографическими направлениями и плоскостями.

В связи с этим недостаток какого-либо свойства по одному из направлений приложения силы в одних зернах компенсируется избытком этого свойства по этому же направлению в других зернах. Поэтому реальные металлы являются изотропными телами, т. е. телами с примерно одинаковыми свойствами по всем направлениям. Поскольку их изотропность является не истинной, а усредненной, то их принято называть *квазиизотропными* или *псевдоизотропными* телами.

1.4. Аллотропия металлов

Некоторые металлы, например железо, титан, олово и другие, способны по достижении определенных температур изменять свое кристаллическое

строение, перестраивая тип элементарной ячейки. Так, ОЦК железо, будучи нагрето до 911 °С, перестраивает кристаллическую решетку при этой температуре и становится ГЦК железом. Это строение сохраняется до 1392 °С, после чего решетка снова перестраивается и приобретает ОЦК строение, сохраняя его вплоть до температуры плавления 1539 °С.

Данное явление получило название *аллотропии* или *полиморфизма*, а сами переходы от одного кристаллического строения к другому называются *аллотропическими* или *полиморфными*.

Основной причиной аллотропии является стремление любого вещества обладать минимальным запасом свободной энергии F, которая изменяется в зависимости от абсолютной температуры T по формуле $F = U - TS$, где U — внутренняя энергия вещества, S — энтропия (термодинамическая функция). Если у металла по достижении какой-то определенной температуры изменение типа кристаллической решетки обеспечивает уменьшение запаса свободной энергии, то такой металл претерпевает аллотропическое превращение.

Разные аллотропические формы металлов обозначают буквами греческого алфавита, при этом низкотемпературные модификации обозначают буквой α, а последующие в порядке роста температуры— буквами β, γ, δ и т. д.

Наличие у металлов аллотропических (полиморфных) превращений имеет важное практическое значение, поскольку благодаря им у металлов изменяются такие свойства, как плотность, способность растворять в своей решетке другие элементы и т. д.

В связи с этим именно благодаря полиморфизму сплавы на основе железа, титана и других металлов (обладающих данным свойством) можно подвергать термической обработке для целенаправленного изменения их свойств.

1.5. Дислокационная структура и прочность металлов

Выявляемая в процессе эксплуатации или во время специальных испытаний прочность металлов, называемая фактической или технической, на 2—3 порядка ниже их теоретической прочности. Теоретической прочностью обладает совершенно бездефектный металл, имеющий идеально построенную, однородную во всех ее частях кристаллическую решетку. При его нагружении силой P (рис. 1.3, *а*, *б*) возникающие касательные напряжения τ задействуют, т. е. стремятся разорвать все совершенно одинаковые межатомные связи, пересекающие плоскость сдвига S—S.

Из физики твердого тела известна следующая формула для вычисления теоретической прочности: $\tau = KG/(2\pi)$, где K —постоянный для данного

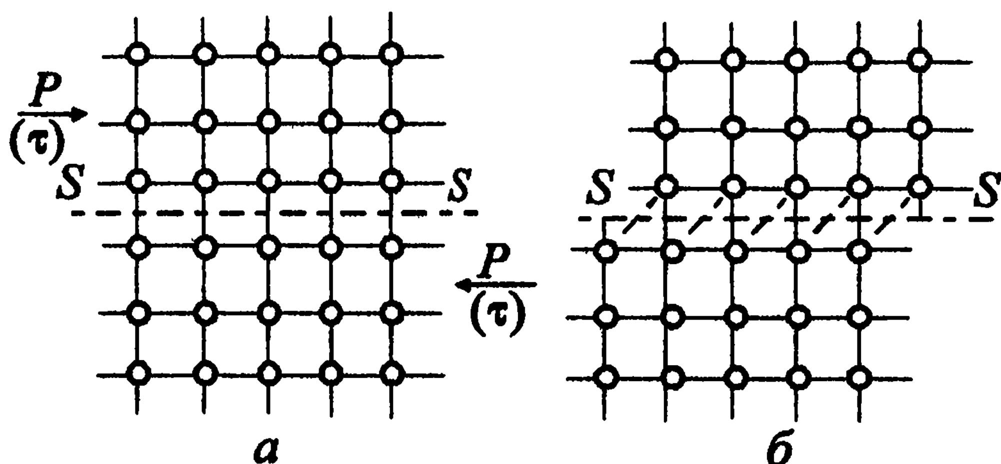


Рис. 1.3. Схема нагружения силой *P* идеальной кристаллической решетки:

а — начало; *б* — конец (сдвиг на один параметр в результате одновременного разрыва всех межатомных сил, пересекающих плоскость сдвига *S*—*S*)

металла коэффициент, *G* — модуль сдвига этого металла. Однако техническая прочность в сотни раз меньше вычисляемой по этой формуле величины. Это объясняется наличием в реальном металле концентраторов напряжений, металлургических дефектов и дефектов кристаллической решетки, важнейшими из которых являются дислокации. Наличие в металле и его кристаллической решетке перечисленных дефектов при его нагружении силой *P* способствует тому, что все межатомные силы задействуются только на очень малом отрезке упругой деформации, в течение которой сила увеличивается пропорционально деформации. (При деформировании бездефектного металла эта сила продолжала бы возрастать вплоть до разрушения, достигнув при этом теоретического предела.)

Однако при наличии дефектов кристаллической решетки после небольшой упругой деформации происходит пластическая, или, точнее, упругопластическая деформация, в течение которой из-за наличия в решетке дефектов под действием приложенной силы разрушается значительно меньшее количество межатомных сил сцепления. При этом начинает действовать принципиально иной, так называемый дислокационный механизм упругопластической деформации, развитие которой может завершиться разрушением металла. При наличии в металле металлургических дефектов или концентраторов напряжений разрушение наступает раньше и продолжается в течение значительно более короткого времени.

Изложенное выше показывает, что техническая прочность металла оказывается в сотни и даже тысячи раз меньше теоретической.

1.5.1. Понятие о дислокациях и других дефектах кристаллической решетки

Кристаллическая решетка реального металла не является геометрически идеальной. В ее узлах нередко отсутствуют атомы, а в зернах очень часто между полными кристаллографическими плоскостями, идущими от границы до границы зерна, находятся так называемые экстраплоскости, протяженность которых ограничивается только частью размера зерна. Существуют и другие дефекты, как правило, снижающие прочность металла.

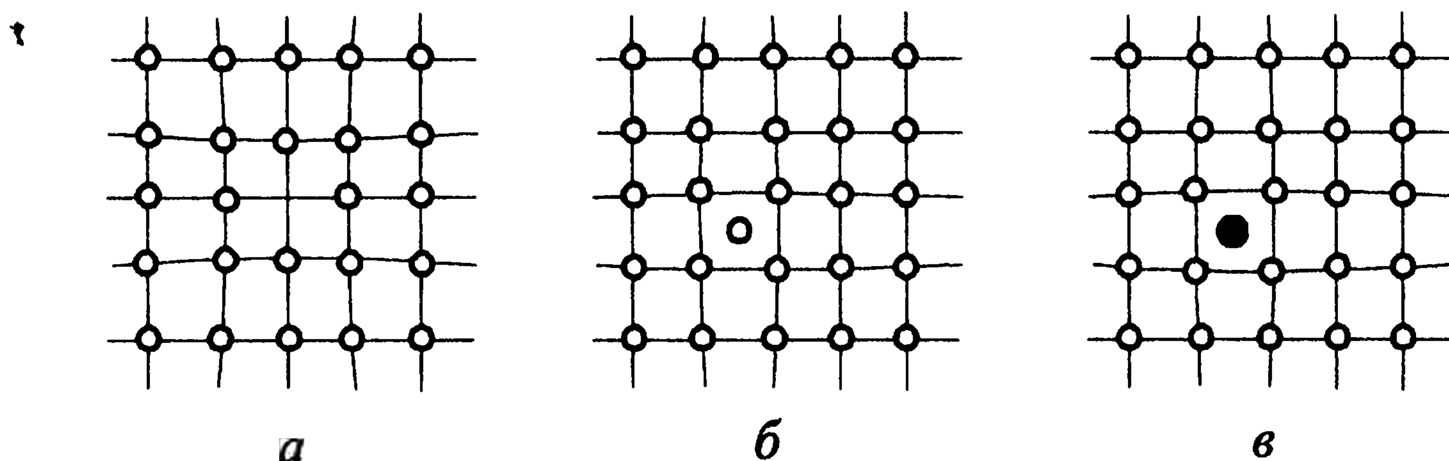


Рис. 1.4. Точечные дефекты в кристаллической решетке:
а — вакансии, *б* — атом внедрения, *в* — примесный атом внедрения

Рассмотрим наиболее характерные дефекты кристаллической решетки металлов, известные под названием *точечных* и *линейных*. К точечным дефектам (соизмеримым с размерами атомов) относятся вакансии и внедренные атомы. Вакансии — это «пустые» узлы кристаллической решетки, т. е. места, где по той или иной причине отсутствуют атомы (рис. 1.4, *а*).

Атомы внедрения — это атомы, находящиеся не в узлах кристаллической решетки, а в ее междоузлиях. Ими могут быть атомы данного или примесного элемента (рис. 1.4, *б*, *в*).

Наиболее распространенными и очень важными с точки зрения формирования прочностных свойств металлов являются дефекты, имеющие протяженность только в одном направлении, или линейные дефекты. Их принято называть *дислокациями*. Образуются дислокации в результате локальных или местных смещений кристаллографических плоскостей, происходящих в кристаллической решетке зерен на различных технологических этапах их (зерен) формирования. Наиболее распространенной и характерной разновидностью дислокации является краевая дислокация (рис. 1.5). Сформировавшейся в результате предшествующих локальных сдвиговых процессов краевой дислокацией является нижняя граница (край) изображенной на рис. 1.5 как бы лишней, не имеющей продолжения полуплоскости *AB*, именуемой экстраплоскостью. Линию атомов нижней границы экстраплоскости принято называть дислокацией. На рис. 1.5 она уходит за плоскость чертежа. Дислокацию обозначают знаком ⊥ или T (экстраплоскости в верхней или нижней части зерна — положительная или отрицательная).

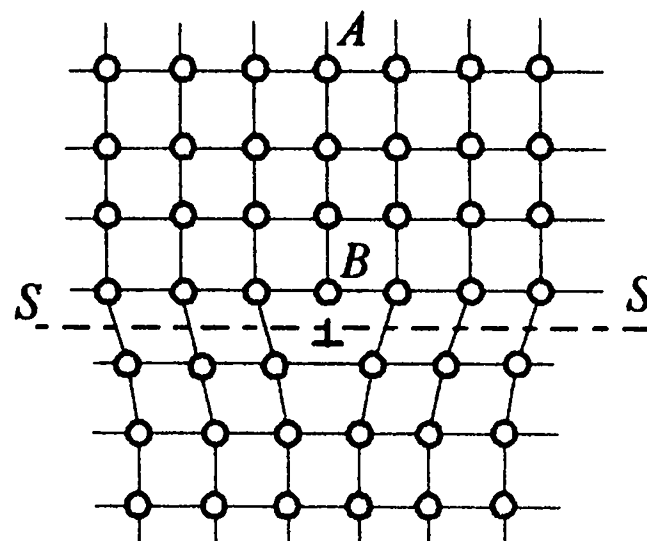


Рис. 1.5. Схема краевой дислокации в кристаллической решетке

Вектор Бюргерса. Одним из параметров, характеризующих поведение дислокации во время пластической деформации, является вектор Бюргерса. Он показывает степень искажения кристаллической решетки вокруг дислокации. Упругая энергия вокруг дислокации пропорциональна квадрату вектора

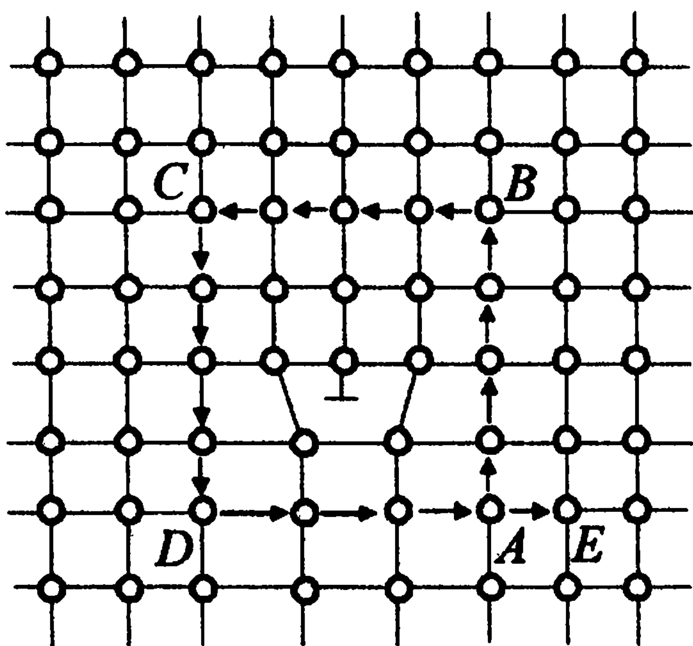


Рис. 1.6. Схема определения вектора Бюргерса

Бюргерса. Чтобы определить вектор Бюргерса, надо вокруг дислокации построить контур Бюргерса (рис. 1.6). Протяженность сторон контура выбирается произвольно. Например, контур *ABCD* вокруг краевой дислокации ⊥ по вертикали содержит четыре параметра решетки, по горизонтали — над дислокацией тоже четыре параметра, а под ней — три. Отрезок *AE*, по модулю равный параметру решетки, принято считать вектором Бюргерса. Он перпендикулярен линии дислокации.

Еще в 1940 г. механизм генерирования (размножения) дислокаций был предсказан Е. И. Френкелем, и только в 1950 г. он был обоснован и разработан одновременно Франком и Ридом.

Схема работы источника Франка—Рида представлена на рис. 1.7. Закрепленная между точками *A* и *B* линия дислокации совпадает с плоскостью рис. 1.7, *а*. Закрепление может быть осуществлено при пересечении с другими дислокациями, чужеродными атомами и в других случаях.

По мере возрастания напряжения τ отрезок дислокации выгибается до полуокружности (рис. 1.7, *б*). При дальнейшем росте τ вокруг точек *A* и *B* образуются спирали, расширение которых приводит к их смыканию и возникновению внешней замкнутой дислокационной петли и новой дислокации, защемленной между точками *A* и *B* (рис. 1.7, *в*, *г*, *д*). При дальнейшем росте напряжения τ совершается новый цикл.

Винтовая дислокация. Одной из разновидностей линейных дефектов кристаллической решетки является винтовая дислокация (рис. 1.8). Она формируется и перемещается при сдвиге одной части кристалла относительно другой по какой-нибудь плоскости под действием внешних сдвиговых (касательных) сил *P* (перемещение дислокации *AB*...*A′B′*, рис. 1.8). На схеме сдвиг распространился от переднего края кристалла до линии *AB*, параллельной силам *P*. При этом правый край кристалла сместился вниз на параметр решетки. При дальнейшем действии этих сил *AB* продолжит смещение к задней стенке кристалла — *A′B′*.

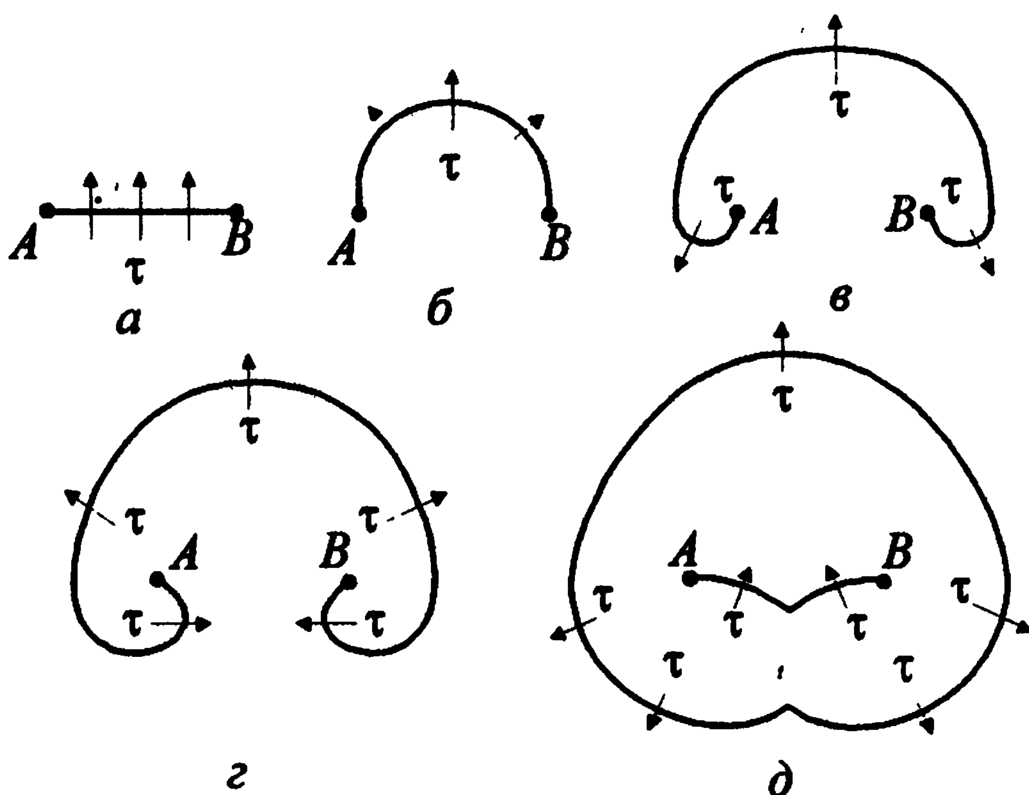


Рис. 1.7. Схема работы источника Франка—Рида

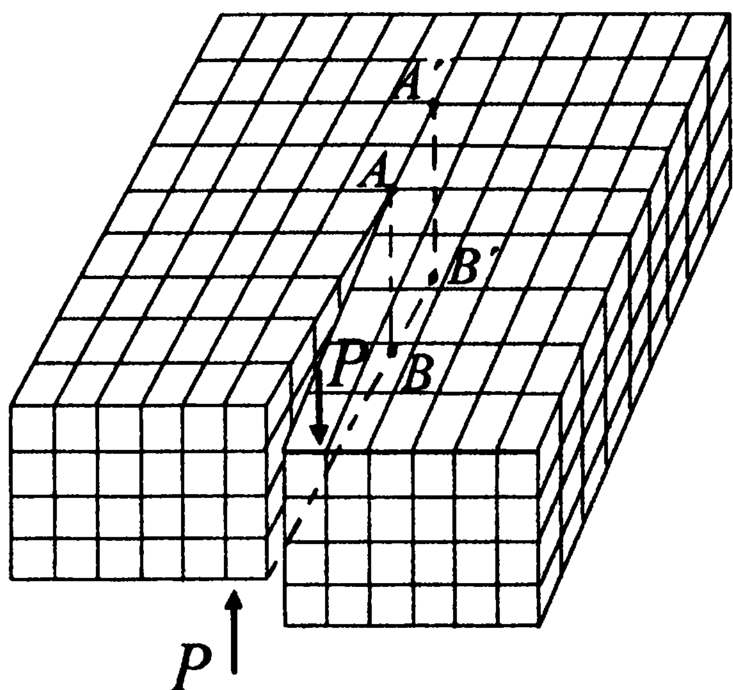


Рис. 1.8. Схема винтовой дислокации

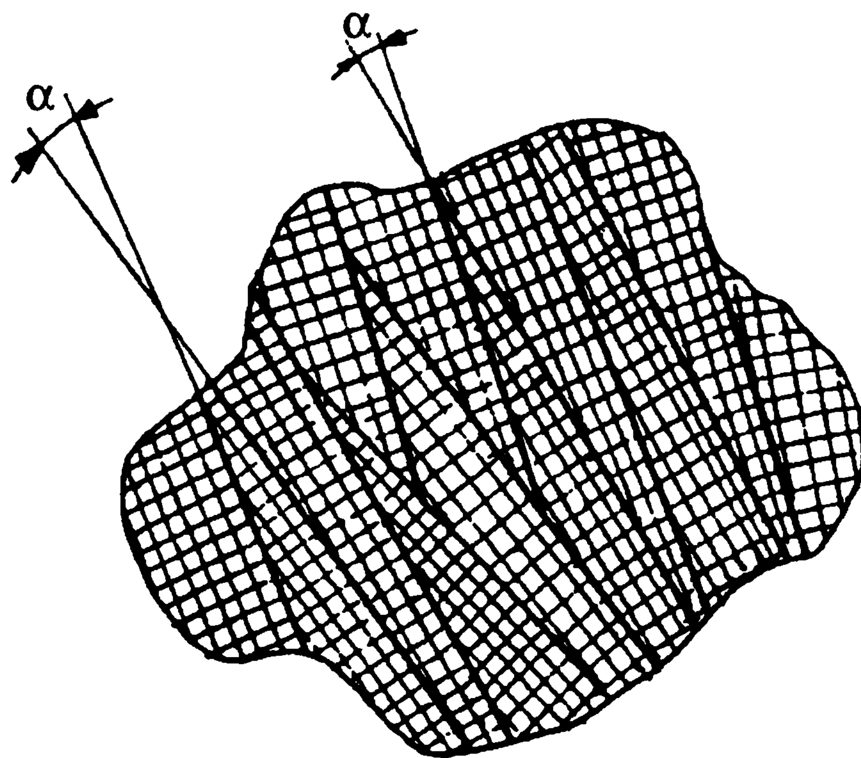


Рис. 1.9. Схема блочного строения зерна: α — угол между блоками

О названии дислокации. Вокруг текущих положений (рис. 1.8, линия *AB*) кристаллографические атомные плоскости-поверхности оказываются изогнутыми. Если проследить ход этих плоскостей от левой части кристалла к правой вокруг *AB* сверху вниз, то окажется, что все они, т. е. атомные слои-плоскости, как бы представляют одну винтовую поверхность, закрученную вокруг *AB* по часовой стрелке в данном случае. Сама линия *AB*, вокруг которой формируются геометрические и энергетические искажения в кристаллической решетке, и является винтовой дислокацией.

На прочностные свойства металлов оказывают влияние и так называемые поверхностные дефекты кристаллической решетки. Ими являются криволинейные поверхности, ограничивающие зерна металла, а также плоские поверхности, разделяющие блоки (субзерна), из которых состоят зерна металла (рис. 1.9). Ориентация кристаллографических плоскостей в соседних зернах иная, при этом угол разориентировки может составлять десятки градусов. Угол разориентировки в соседних субзернах очень мал и, как правило, не превышает нескольких градусов (рис. 1.9, угол α).

1.5.2. Дислокационный механизм упругопластической деформации

При упругопластической деформации под действием внешней силы необратимо изменяются форма и размеры изготовленной из металла детали или испытуемого образца. Во время этой деформации, которую обычно называют пластической, зерна металла под действием силы *P* расслаиваются на пачки скольжения. Образующиеся пачки смещаются друг относительно друга, что при-

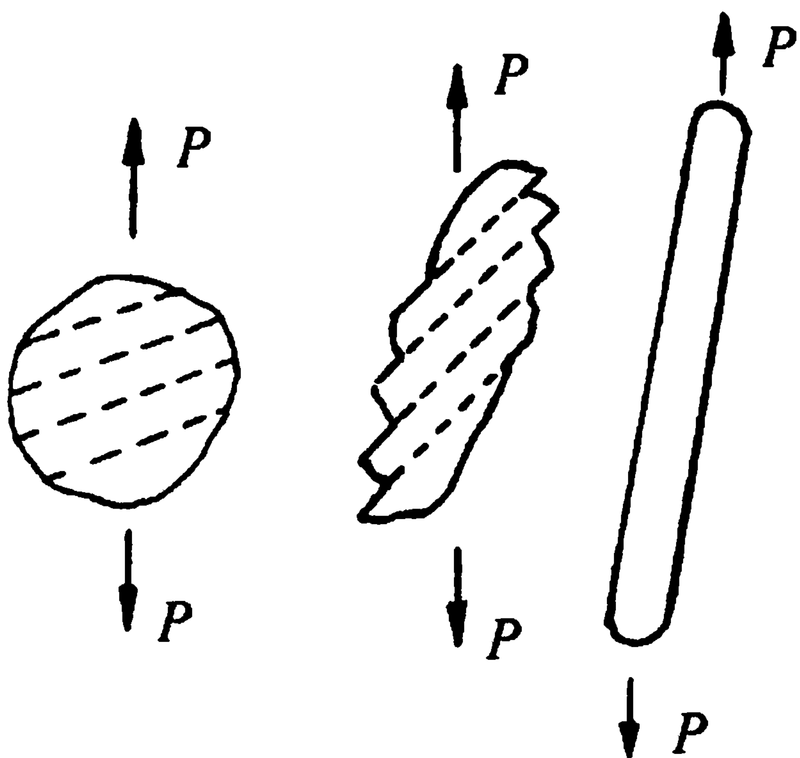


Рис. 1.10. Схема пластической деформации отдельного зерна металла

водит к вытягиванию зерен в волокна (рис. 1.10).

В волокнистой структуре между волокнами располагаются различные разделяющие волокна включения, из-за которых пластически деформированный металл анизотропен. Его прочность на разрыв вдоль волокон оказывается выше, чем поперек.

Образованию и перемещению пачек скольжения в зернах предшествует лавинообразный процесс передвижения дислокаций по определенным плоскостям-системам скольжения в кристаллической решетке. Системы скольжения включают те параллельные плоскости, по которым могут передвигаться дислокации. Насчитывается до трех действующих систем. Наиболее легкие условия скольжения в первой, самые трудные — в третьей.

На рис. 1.11 изображена принципиальная схема передвижения одной из многочисленных дислокаций к границе зерна под действием сдвигового напряжения τ. Экстраплоскость *1—1*, содержащая дислокацию, под действием напряжения оттесняет противолежащую полуплоскость *2—2* в промежуточное положение и таким образом превращает ее в новую экстраплоскость. При этом полуплоскость *1′—1′* становится продолжением бывшей экстраплоскости *1—1* (рис. 1.11, *а*, *б*).

Описанный процесс повторяется с экстраплоскостями и их дислокациями до тех пор, пока экстраплоскость *4—4* не выйдет за границу зерна, образуя при этом ступеньку величиной с параметр решетки (рис. 1.11, *б*, *в*, *г*).

При эстафетном передвижении экстраплоскости и дислокации каждый раз разрывается только одна связь между атомами, находящимися по разные стороны от плоскости сдвига *S—S*. Связи между остальными парами атомов, выходящими к данной плоскости сдвига, не разрываются. По мере выхода на границу зерна новых дислокаций образующаяся ступенька растет, превращаясь в зародыш сдвига. Описанное в сочетании с аналогичными процессами вдоль соседних плоскостей сдвига приводит к формированию в зернах и взаимному передвижению пачек скольжения.

В течение процесса пластической деформации металла в кристаллической решетке его зерен под действием приложенного напряжения перемещаются не только «старые» дислокации, существовавшие в металле до начала деформации. Под действием этого напряжения, которое по мере развития пластической деформации возрастает, в решетке возникает огромное количество новых дислокаций, создаваемых источниками Франка—Рида. Новые дислокации, возникнув,

включаются в работу механизма пластической деформации.

Генерирование новых дислокаций в процессе пластической деформации источниками Франка—Рида происходит непрерывно. Поэтому количество дислокаций на границах зерен, возрастая, достигает критической величины. Вследствие этого на какой-то стадии развития пластической деформации в местах скопления дислокаций и сдвигов пачек скольжения на границах зерен возникают зародыши трещин. Зародыши, которые раньше других достигают критических размеров, превращаются в быстро распространяющиеся трещины, что и приводит металл к разрушению.

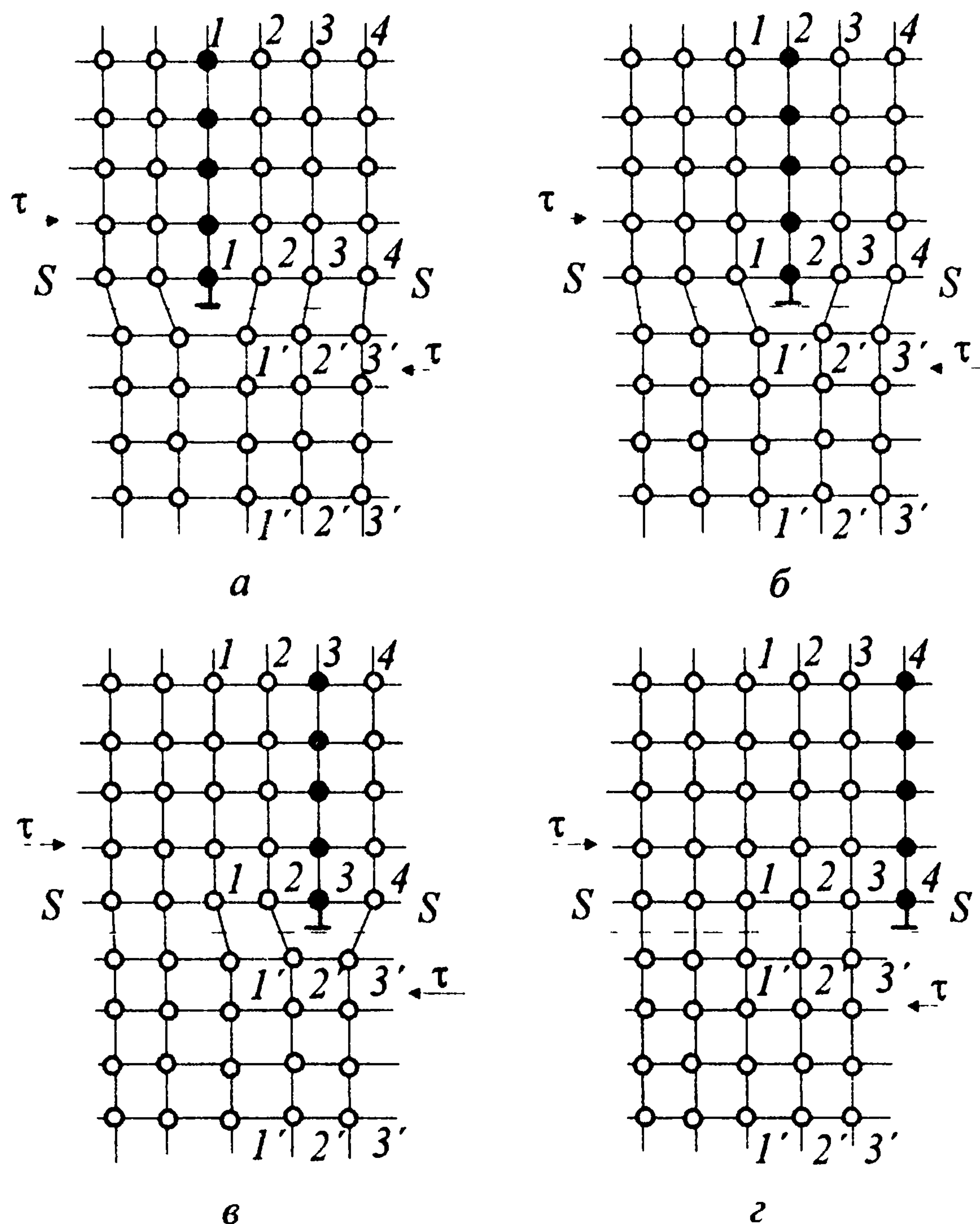


Рис. 1.11. Схема работы дислокационного механизма пластической деформации (эстафетное движение к границе зерна под действием напряжения τ)

Знание дислокационной природы и особенностей механизма пластической деформации металла позволяет уяснить важный вопрос о причине более высокой прочности мелкозернистого металла по сравнению с крупнозернистым.

Вытягивание зерен в процессе деформации связано с выходом на их границы дислокаций, а также с перемещением пачек скольжения. Оно сопровождается поворотом самих расслаивающихся зерен под действием внешней силы. Однако этим элементарным процессам препятствуют границы соседних зерен. Чем мельче зерна, тем больше суммарная площадь их границ и тем больше сопротивление пластической деформации. Влияние размера зерна d на одну из характеристик прочности металла — предел текучести $\sigma_т$ — отражено в формуле Холла—Петча:

$$\sigma_т = \sigma_м + k_у / \sqrt{d},$$

где $\sigma_м$ — прочность монокристалла; $k_у$ — коэффициент зернограничного упрочнения.

Размером зерна металла можно целенаправленно управлять путем изменения условий кристаллизации или применением термической обработки.

1.5.3. Основные элементы дислокационной структуры

В дислокационном механизме пластической деформации и разрушения металла участвуют не только дислокации, но и другие элементы дислокационной структуры. К дислокационной структуре относятся все факторы, влияющие на передвижение дислокаций под действием приложенной силы.

Основными элементами дислокационной структуры являются: дислокации, характер их расположения друг относительно друга, а также все факторы, непосредственно затрудняющие передвижение дислокаций. Основными из них являются границы зерен и субзерен, атмосферы Коттрелла, атмосферы Сузуки и высокодисперсные твердые включения — стопоры. Рассмотрим каждый из перечисленных элементов.

Дислокации. Характеристикой, непосредственно влияющей на сопротивление сплава пластической деформации, является плотность дислокаций, т. е. их суммарная длина, приходящаяся на единицу объема металла. Размерность плотности дислокаций принято выражать в $см^{-2}$ ($см/см^3$).

Согласно теории И. А. Одинга, зависимость между прочностью металла σ и плотностью дислокаций ρ может быть представлена графиком (рис. 1.12).

Точка *A* соответствует прочности бездефектного металла, т. е. теоретической прочности. На участке *AB* по мере увеличения плотности дислокаций наблюдается снижение прочности. Верхняя часть этого участка, близко примыкающая к точке *A*, соответствует прочности так называемых «усов», т. е. специально выращиваемых продолговатых кристалликов с очень низкой плотностью дислокаций. Прочность «усов» близка к теоретической. Они широко применяются при изготовлении композиционных сплавов в качестве упрочнителей. (Интересно заметить, что термин «усы» является дословным переводом с английского слова «вискерс», означающего по-русски жесткие усы животных.)

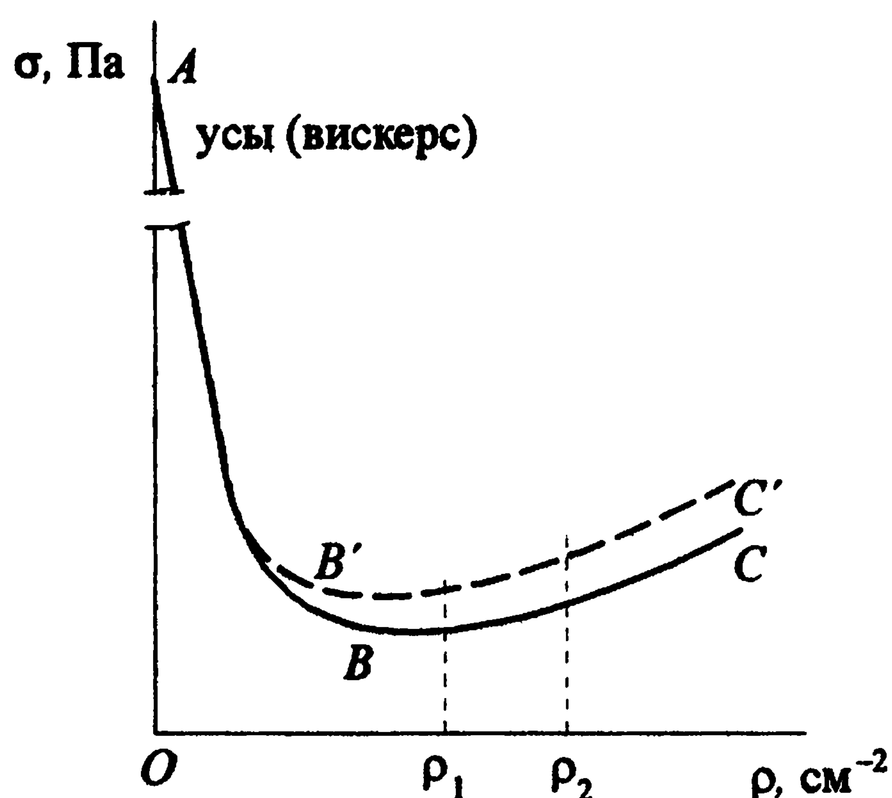


Рис. 1.12. Зависимость прочности металла σ от плотности дислокаций ρ при лесе дислокаций *BC* и при более сложной дислокационной структуре *B′C′*

В точке *B* при плотности дислокаций 10^6—10^7 $см^{-2}$ уменьшение

прочности прекращается и начинается ее постепенный рост. Это объясняется тем, что с увеличением ρ перемещение дислокаций затрудняется в связи с тем, что они начинают передвигаться не по параллельным, а по пересекающимся плоскостям других систем скольжения, тем самым препятствуя движению друг друга (участок *BC*).

Характер влияния плотности дислокаций ρ на прочность металла можно оценить по формуле Келли—Наттинга:

$$\sigma_т = \sigma_о + \alpha G b \sqrt{\rho},$$

где $\sigma_т$ — предел текучести сплава; $\sigma_о$ — предел текучести отожженного металла; α — коэффициент, зависящий от вида дислокаций; G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса.

Важной характеристикой является то минимальное напряжение, которое необходимо для перемещения дислокаций в кристаллической решетке, свободной от каких-либо препятствий, затрудняющих движение дислокаций. Это напряжение $\tau_{п-н}$ получило название силы Пайерлса—Набарро. Оно связано с модулем сдвига металла G следующим выражением:

$$\tau_{п-н} = \frac{2G}{1-\mu}\exp\left(-\frac{2\pi a}{(1-\mu)b}\right),$$

где μ — коэффициент Пуассона металла; a — параметр кристаллической решетки металла в направлении, перпендикулярном движению дислокации.

Характер взаимного расположения дислокаций. В зависимости от условий кристаллизации и температуры формирования дислокационной структуры дислокации могут располагаться в кристаллической решетке зерен хаотически, образуя так называемый лес дислокаций, или строго упорядочено, образуя дислокационные стенки (рис. 1.13, *а*, *б*).

При упорядоченной дислокационной структуре пластическая деформация затрудняется тем, что в этом случае каждая из находящихся в стенке дислокаций, помимо сил Пайерлса—Набарро, удерживается от передвижения выше- и нижерасположенными дислокациями. Поэтому при более сложной, чем лес дислокаций, дислокационной структуре прочность металла оказывается выше (см. рис. 1.12, участок *B'C'*). Формирование дислокационных стенок происходит при кристаллизации, когда в зернах

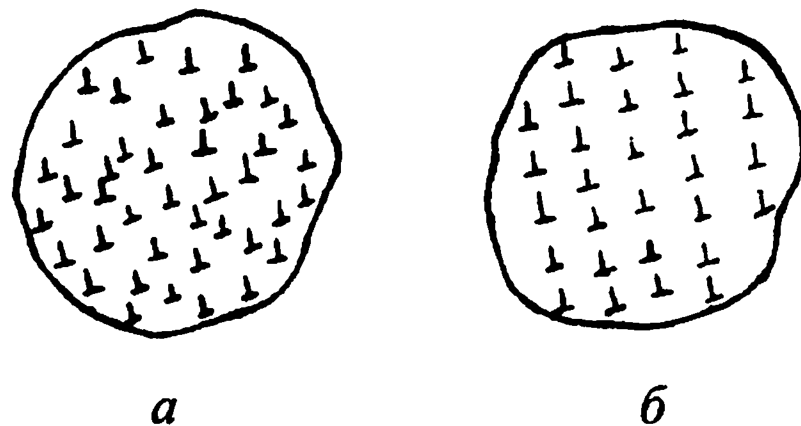


Рис. 1.13. Хаотическое и упорядоченное расположение дислокаций:
а — лес дислокаций; *б* — дислокационные стенки

металла образуются блоки или субзерна (см. рис. 1.9). Стенки располагаются вдоль границ субзерен. Возникший в зернах лес дислокаций может превратиться в дислокационные стенки при нагреве до невысоких температур (для стали около 300 °C).

О влиянии на прочность металла границ его зерен говорилось в § 1.5.2. При этом было отмечено, что мелкозернистые сплавы обладают более высокой прочностью, чем крупнозернистые.

Атмосферы Коттрелла. Эти элементы дислокационной структуры формируются в результате предпочтительной диффузии к дислокациям тех атомов внедрения в данном сплаве, которые имеют очень малые радиусы (для стали это атомы углерода и азота). Между дислокациями и атомами внедрения происходит довольно значительное взаимодействие, затрудняющее передвижение дислокаций и повышающее прочность металла (см. рис. 1.12, участок $B'C'$).

Атмосферы Сузуки, также являющиеся элементом дислокационной структуры, образуются на основе поверхностных дефектов упаковки кристаллической решетки. Эти дефекты оказывают влияние на процесс прохождения дислокаций во время пластической деформации металла.

К подобным дефектам относят такие искажения в кристаллической решетке, которые имеют большую протяженность в двух измерениях и незначительную протяженность (несколько межатомных расстояний) в третьем измерении. Характерным примером таких дефектов являются дефекты упаковки, представляющие нарушение закономерного расположения плотноупакованных слоев атомов. Плотноупакованный слой атомов можно представить в виде жестких шаров, плотно прилегающих друг к другу и образующих одну атомную плоскость. В этом случае вокруг каждого атома должно располагаться шесть таких же атомов, центры которых образуют вершины правильного шестиугольника (рис. 1.14). Если рассматривать, например, ГЦК-решетку, то в ней плотноупакованные плоскости (111) расположены так, что первый и четвертый слои повторяют друг друга. Но если будет повторяться каждый третий слой, то это приведет к образованию дефекта упаковки. Дефекты упаковки могут образоваться за счет сдвига в плоскости плотной упаковки, а также путем изъятия или внедрения одной плотноупакованной плоскости (рис. 1.15).

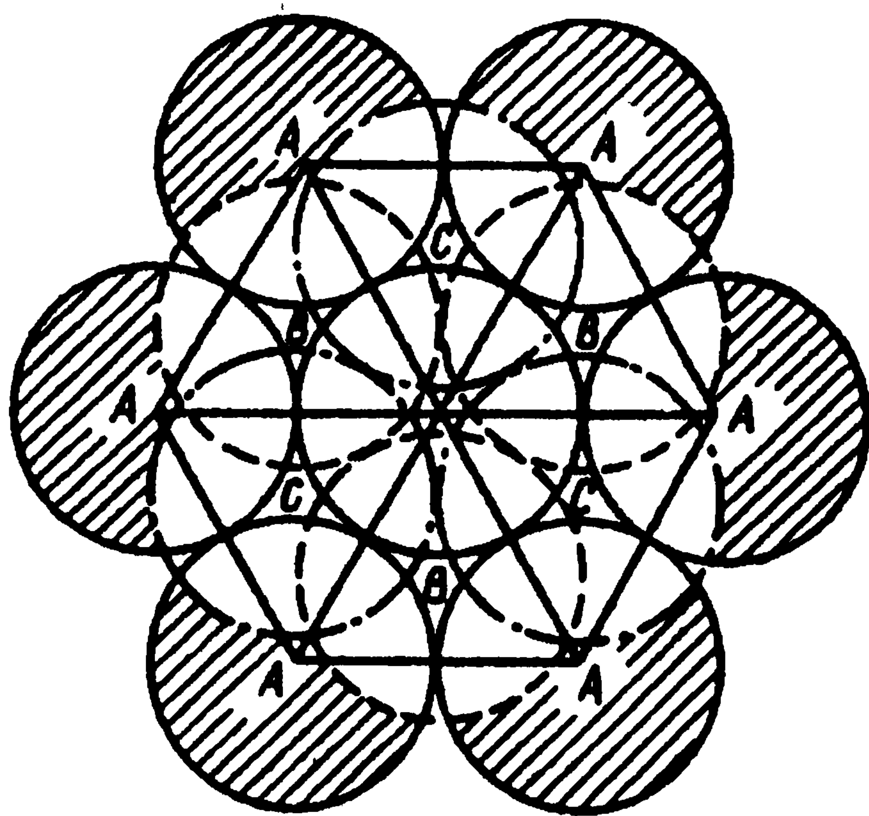


Рис. 1.14. Плотнейшая упаковка шаров одинакового радиуса на плоскости

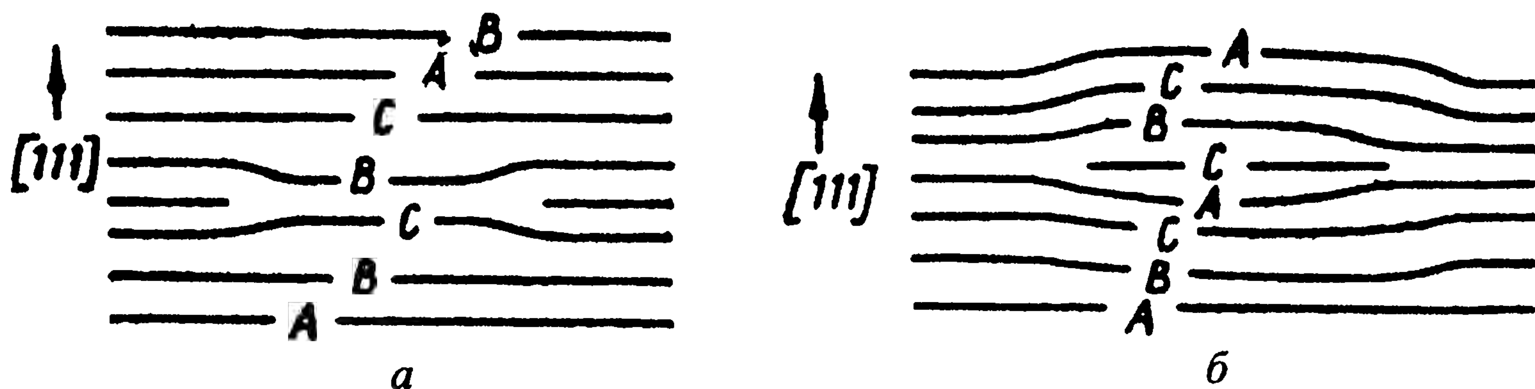


Рис. 1.15. Дефекты упаковки:
а — типа вычитания, *б* — типа внедрения

При наличии дефектов упаковки образуется избыток энергии, который относят к единице площади и называют энергией дефекта упаковки. У одновалентных непереходных металлов (Cu, Ag, Au) энергия дефекта упаковки невелика по сравнению с многовалентными металлами (Al, Mg, Zn). Так, например, для алюминия эта энергия составляет $2 \cdot 10^{-5}$ Дж/см^2, а для меди — $0{,}4 \cdot 10^{-5}$ Дж/см^2.

Высокодисперсные твердые включения — стопоры. Этот элемент дислокационной структуры представляет собой очень мелкие, измеряемые нанометрами частицы очень твердых химических соединений — карбидов, нитридов, интерметаллидов.

Если расстояния между ними короче дислокаций, то при пластической деформации эти частицы препятствуют свободному движению дислокации. Дислокации вынуждены или продираться между стопорами (рис. 1.16), или переползать через них благодаря образующимся над ними вакансиям. В обоих случаях требуется наращивание внешней силы.

Напряжение τ, необходимое для преодоления сопротивления стопоров, обратно пропорционально расстоянию между ними l. Оно вычисляется по формуле $\tau = \alpha Gb/l$, где α — коэффициент, зависящий от вида дислокации.

Стопоры, как правило, образуются во время термической обработки при старении. Их размеры зависят от температуры, при которой они возникают. Если стопоры очень мелки, то их оказывается очень много, а расстояния между ними получаются весьма незначительными. В этом случае сплав упрочняется максимально. В случае нагрева происходит коагуляция частиц, размеры их возрастают, увеличиваются и расстояния между ними. Перестаренный сплав разупрочняется.

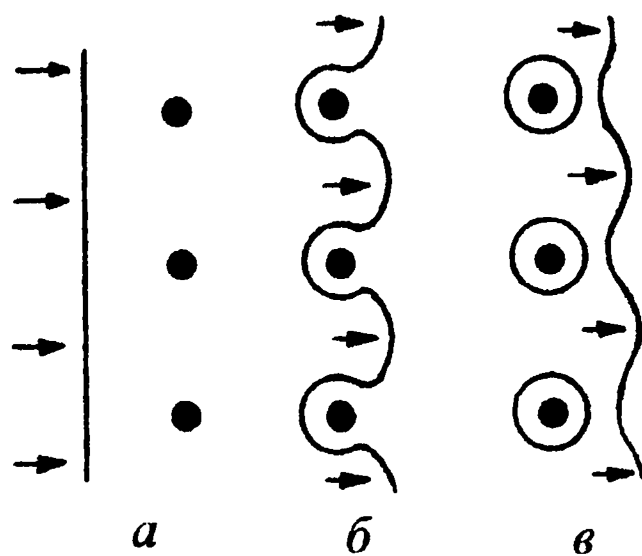


Рис. 1.16. Схема прохождения дислокации через стопоры:
а — подход к стопорам; *б* — прорыв через стопоры и образование дислокационных колец, *в* — дислокация после прорыва

Упрочнением сплавов за счет стопоров можно управлять, подбирая соответствующим образом их химический состав и подвергая сплав соответствующей термической обработке.

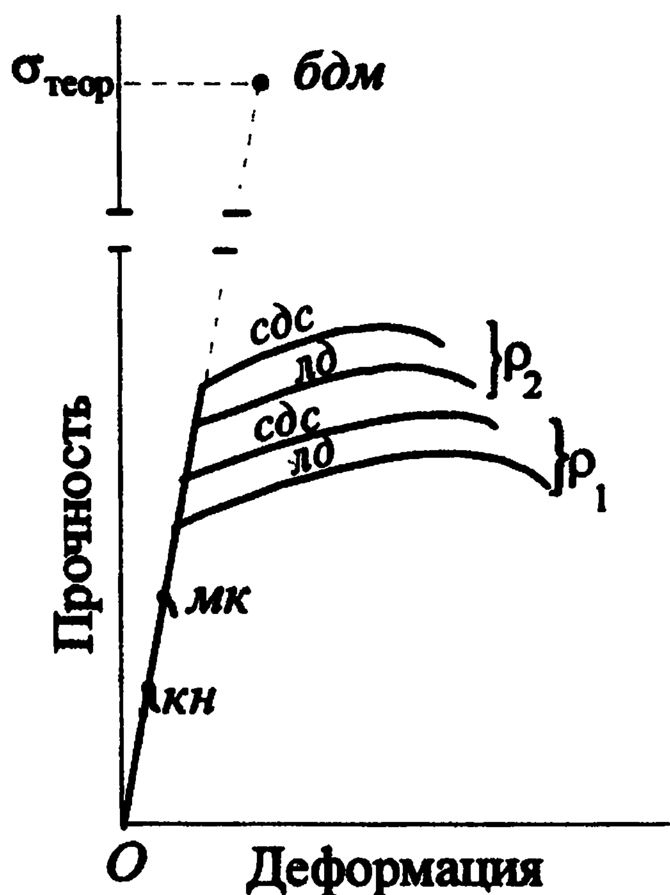


Рис. 1.17. Влияние на прочность металла при растяжении:
кн — концентраторов напряжений;
мк — плохого металлургического качества;
плотности дислокаций — $\rho_2 > \rho_1$ при:
лд — лесе дислокаций;
сдс — сложной дислокационной структуре;
бдм — бездефектный металл

Из изложенного выше следует, что от дислокационной структуры существенно зависят прочностные свойства металла и что этими свойствами можно управлять, целенаправленно изменяя дислокационную структуру за счет выбора химического состава сплава, режимов его термической обработки или обработки какими-либо другими специальными методами.

Характер изменения прочности в зависимости от плотности дислокаций и особенностей дислокационной структуры см. на рис. 1.12, линии *ВС* и *В'С'*.

В заключение рассмотрим сводный график, на котором изобразим зависимость прочности сплава от деформации и влияние на прочность таких факторов, как концентраторы напряжений, металлургическое качество сплава и особенности дислокационной структуры (рис. 1.17).

Как следует из графика, растяжение бездефектного металла происходит в режиме упругой деформации. При этом достигается теоретическая прочность $\sigma_{теор}$ (рис. 1.17, точка *бдм*).

Наиболее интенсивно снижается прочность при наличии в металле *концентраторов напряжений* (рис. 1.17, точка *кн*). В этом случае металл разрушается во время упругой деформации задолго до начала пластической деформации.

Концентраторами напряжений являются имеющиеся в металле трещины, несплошности и всевозможные включения с острыми краями, а также резкие переходы в детали от одного сечения к другому. Концентраторы напряжений в местах их расположения увеличивают расчетные напряжения в десятки и даже сотни раз.

При плохом металлургическом качестве, что равноценно уменьшению фактического рабочего сечения детали, действительное напряжение в ее сечении также оказывается выше расчетного. Вследствие этого металл разрушается при более низком уровне прочности (рис. 1.17, точка *мк*).

Металлургическими дефектами являются различные рассеянные в металле неметаллические включения, например FeS, SiO_2, Al_2O_3 и т. д., а также раковины, поры и другие нарушения сплошности. Крупнозернистость и различные виды ликвации также являются металлургическими дефектами.

При отсутствии концентраторов напряжений и удовлетворительном металлургическом качестве сплава его прочность должна определяться напряжением, по достижении которого заканчивается чисто упругая деформация и начинается упругопластическая. Но в основе пластической деформации лежит работа дислокационного механизма. При этом прочность окажется тем выше, чем больше плотность дислокаций (на рис. 1.17 $\rho_2 > \rho_1$, см. рис. 1.12).

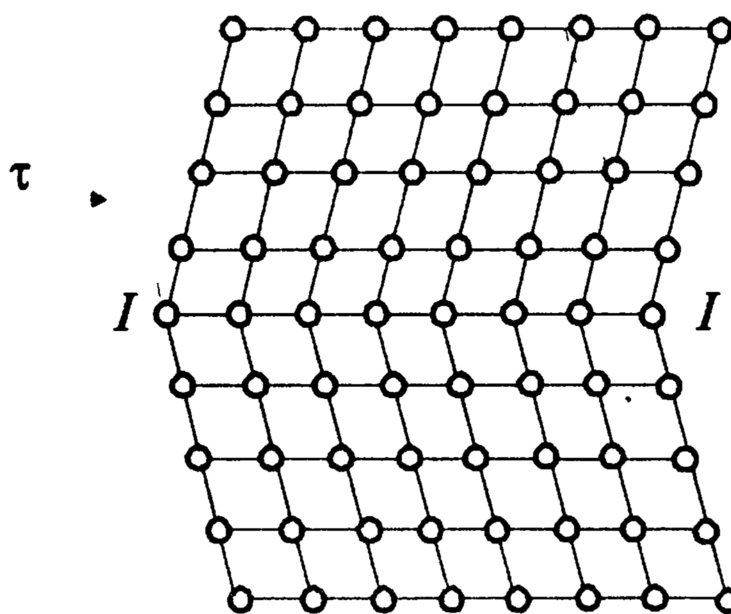


Рис. 1.18. Схема образования двойника

На рис. 1.17 показано, что при одной и той же плотности дислокаций (ρ_1 или ρ_2) прочность металла при лесе дислокаций ниже, чем при более сложной дислокационной структуре (линии *лд* и *сдс*).

В заключение отметим существенную специфику другого вида пластической деформации — *двойникования*. В отличие от сдвиговой пластической деформации, основу протекания которой составляет работа дислокационного механизма, при двойниковании происходит образование так называемых двойников, т. е. таких незначительных прослоек в кристаллической решетке зерна, в которых кристаллографические направления и плоскости переориентированы в зеркально-симметричное положение относительно некоторой плоскости, называемой плоскостью двойникования (рис. 1.18, плоскость *I*—*I*). Деформация двойникования происходит в тех случаях, когда она менее энергоемка, чем деформация скольжения. Двойники наблюдаются, например, в зернах отожженной меди.

1.6. Наклеп металла

Из многолетнего опыта известно, что после ковки холодного металла заметно возрастают его прочность и твердость. В то же время он становится хрупким. Это явление получило название «наклеп». Наклепом называют как сам процесс изменения внутреннего строения металла при холодной пластической деформации, так и получающийся при этом результат, т. е. повышение прочности и твердости, сопровождающееся уменьшением пластичности. Анализ сущности пластической деформации с позиций дислокационной концепции позволяет установить, что изменение внутреннего строения металла при пластической деформации связано главным образом с ростом плотности дислокаций, происходящим вследствие их непрерывного генерирования источниками Франка—Рида под действием напряжений, создаваемых прикладываемой силой.

Как следует из § 1.5.2, по мере развития пластической деформации и приближения ее величины и плотности дислокаций к критическим значениям вместе с ростом прочности уменьшается запас пластичности. (Напомним, что по достижении упомянутыми характеристиками критических величин в металле возникают зародыши трещин, т. е. наступает начальная стадия собственного процесса разрушения.)

Таким образом, наклепанный металл должен быть прочнее и хрупче ненаклепанного. Установлено, что при наклепе изменяются и другие свойства металла. В частности, уменьшаются плотность, теплопроводность и электрическая проводимость.

В машиностроении наклеп используется для поверхностного упрочнения деталей. Так, поверхности некоторых видов валов, в особенности их опорные шейки, подвергаются интенсивной холодной обработке давлением твердыми роликами с целью наклепа для уменьшения износа и предотвращения усталостного разрушения.

Контрольные вопросы

1. В чем сущность кристаллического строения металлов?
2. Какие типы кристаллических решеток вам известны?
3. Как обозначаются кристаллографические направления и плоскости?
4. Что такое анизотропия в кристаллах?
5. Что такое аллотропия металлов?
6. Какие существуют дефекты кристаллического строения?
7. Изложите дислокационный механизм упругопластической деформации.
8. Перечислите основные элементы дислокационной структуры.
9. Как зависит прочность от плотности дислокации?
10. Что такое наклеп и как он влияет на свойства металлов?

Глава 2. Механические свойства материалов и методы их определения

2.1. Общие понятия о нагрузках, напряжениях, деформациях и разрушении материалов

Внешние нагрузки, действующие на элементы конструкций и машин, распределены в той или иной мере по некоторой площади или объему.

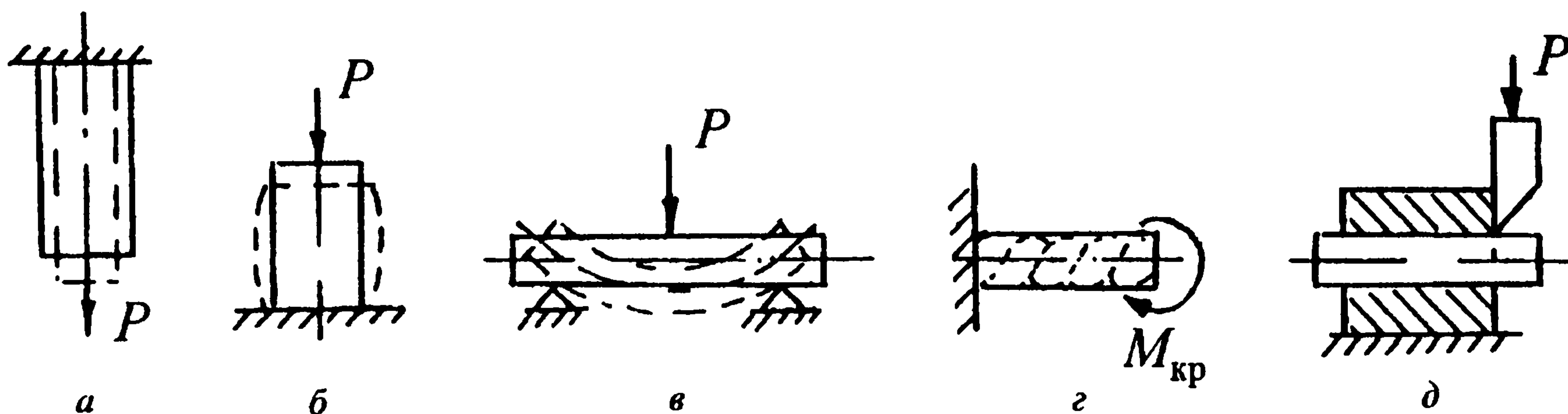


Рис. 2.1. Основные виды нагружения:
а — растяжением; *б* — сжатием; *в* — изгибом, *г* — кручением, *д* — срезом

Вследствие этого распределенные нагрузки могут быть поверхностными (например, давление воды или пара на стенку трубы) и объемными (например, силы тяжести, инерции, магнитного притяжения). Однако для упрощения расчетов распределенную нагрузку можно заменить равнодействующей сосредоточенной нагрузкой.

В зависимости от изменения во времени нагрузки подразделяются на *статические* и *динамические*. Статические нагрузки, а следовательно и статическое нагружение, характеризуются малой скоростью изменения своей величины. А динамические нагрузки изменяются во времени с большими скоростями, например при ударном нагружении.

В зависимости от характера действия нагрузки подразделяют на *растягивающие* (рис. 2.1, *а*), *сжимающие* (рис.2.1, *б*), *изгибающие* (рис. 2.1, *в*), *скручивающие* (рис.2.1, *г*), *срезывающие* (рис.2.1, *д*). Изменение нагрузки может иметь периодически повторяющийся характер, вследствие чего их называют *повторно-переменными* или *циклическими* (рис. 2.2). В разнообразных условиях эксплуатации конструкций и машин воздействие перечисленных нагрузок может проявляться в различных их сочетаниях.

Под воздействием внешних нагрузок, а также структурно-фазовых превращений в материале конструкции возникают внутренние силы, которые могут быть выражены через внешние нагрузки. Внутренние силы, приходящиеся на единицу площади поперечного сечения тела, называют напря-

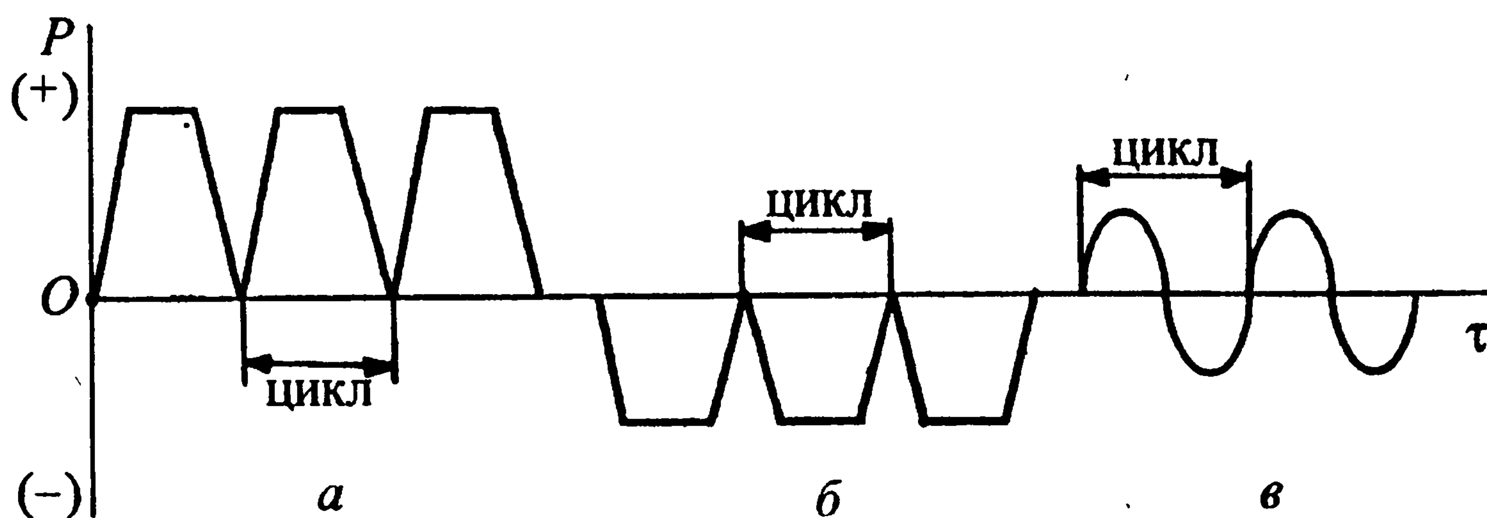


Рис. 2.2. Схема циклического нагружения:
а — растяжением; *б* — сжатием; *в* — знакопеременным нагружением

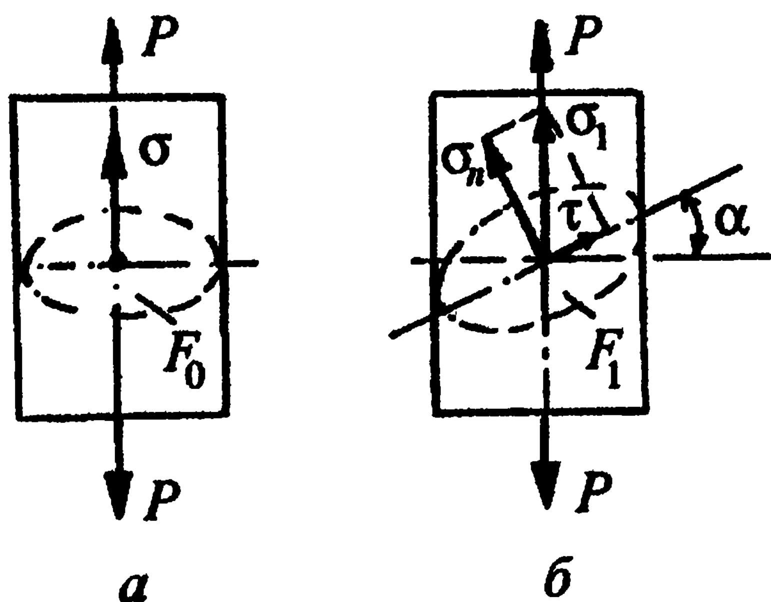


Рис. 2.3. Схема нормальных и касательных напряжений:
а — сила *P*, перпендикулярная плоскости сечения (F_0); *б* — сила *P*, не перпендикулярная плоскости сечения (F_1)

жениями. Введение понятия напряжений позволяет проводить расчеты на прочность конструкций и их элементов.

В простейшем случае осевого растяжения цилиндрического стержня (рис.2.3, *а*) напряжение σ в поперечном сечении легко определить как отношение растягивающей силы *P* к площади поперечного сечения F_0, т. е. $\sigma = P/F_0$.

В общем случае, когда сила *P* не перпендикулярна плоскости рассматриваемого сечения F_1, полное напряжение σ_1 можно разложить на две составляющие: нормальное напряжение σ_n, направленное перпендикулярно данной плоскости, и касательное τ, направленное вдоль этой плоскости (рис.2.3, *б*). На рис. 2.3, *б* наклонная плоскость F_1 расположена под углом α к плоскости поперечного сечения стержня. Площадь наклонного сечения равна $F_1 = F_0/\cos\alpha$. В плоскости этого сечения действует общее напряжение $\sigma_1 = P/F_1 = \sigma\cos\alpha$. Разлагая это напряжение по правилу параллелограмма на составляющие, получаем, что нормальное напряжение $\sigma_n = \sigma\cos^2\alpha$, а касательное напряжение $\tau = \sigma\cos\alpha\sin\alpha = 0{,}5\sigma\sin 2\alpha$. Отсюда следует, что максимальное нормальное напряжение возникает при $\alpha = 0°$ и равно σ (рис.2.3, *а*), а максимальное касательное напряжение возникает при $\alpha = 45°$ и равно σ/2.

После снятия внешней нагрузки в теле могут оставаться внутренние напряжения. Причиной возникновения внутренних напряжений могут быть также резкие перепады температур и структурно-фазовые превращения, происходящие в процессе технологической обработки материалов. Существует следующая классификация внутренних напряжений:

- внутренние напряжения первого рода — напряжения, возникающие между крупными частями тела (макроскопические напряжения);
- внутренние напряжения второго рода — напряжения, возникающие между смежными зернами или внутри зерен (микроскопические напряжения);
- внутренние напряжения третьего рода — напряжения, возникающие внутри объема, охватывающего несколько ячеек кристаллической решетки (субмикроскопические напряжения).

Действие внешних сил приводит к *деформации* тела, т. е. к изменению его размеров и формы. Если на поверхности тела вблизи рассматриваемой точки *A* нанести прямоугольник со сторонами *l* и *h* (рис. 2.4, *а*), то после

деформации этот прямоугольник может изменить свои размеры и форму (рис. 2.4, *б*). Стороны прямоугольника могут увеличиться на Δl, уменьшиться на Δh или повернуться на угол $\gamma = \alpha + \beta$ по отношению к первоначальному прямому углу между сторонами. Деформация, характеризующая изменение линейных размеров, называется линейной, а деформация, характеризующая изменение углов, — угловой или деформацией сдвига. Линейная или угловая деформация, исчезающая после разгрузки, называется *упругой*, а остающаяся в теле — *пластической* (остаточной).

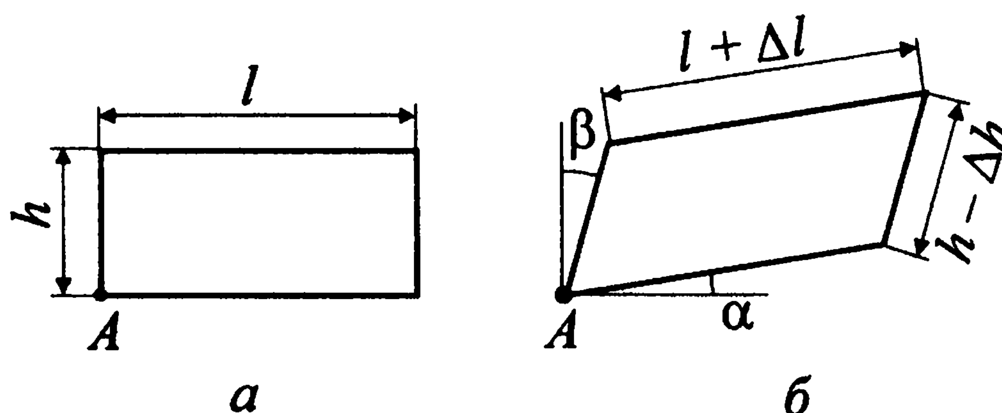


Рис. 2.4. Схема линейной и угловой деформации: *а* — исходное состояние; *б* — состояние после деформации

В процессе упругой деформации атомы в кристаллической решетке незначительно смещаются друг относительно друга. Чем больше изменяются расстояния между атомами, тем больше становятся силы межатомного взаимодействия. При снятии внешней нагрузки под действием этих сил атомы возвращаются в исходное положение, искажения решетки исчезают, а тело принимает первоначальные форму и размеры.

В процессе пластической деформации атомы в кристаллической решетке смещаются на бóльшие расстояния, чем при упругой деформации, причем это смещение становится необратимым. После снятия нагрузки в результате пластической деформации размеры и форма тела изменяются. Смещение атомов при пластической деформации может происходить скольжением (сдвигом) и двойникованием. Скольжение происходит по плоскостям и в направлении с наиболее плотной упаковкой атомов, где расстояния между соседними атомными плоскостями наибольшие, а силы взаимодействия между ними наименьшие, в результате чего сопротивление сдвигу также будет наименьшим. При двойниковании происходит такое смещение части зерна, при котором эта часть занимает зеркально-симметричное положение по отношению к несмещенной части зерна (см. рис. 1.18).

Упругопластическая деформация при достижении достаточно высоких напряжений может завершиться *разрушением* тела. Процесс разрушения состоит из нескольких стадий: зарождение микротрещин, образование макротрещин, распространение макротрещины по всему сечению тела.

В общем случае различают *вязкое* и *хрупкое* разрушения. Вязкое разрушение происходит срезом под действием касательных напряжений и сопровождается значительной пластической деформацией. Для вязкого разрушения характерен волокнистый (матовый) излом детали или образца. Хрупкое разрушение происходит под действием нормальных растягивающих напряжений, вызывающих отрыв одной части тела от другой без заметных следов макропластической деформации. Для хрупкого разрушения характерен кристаллический (блестящий) излом.

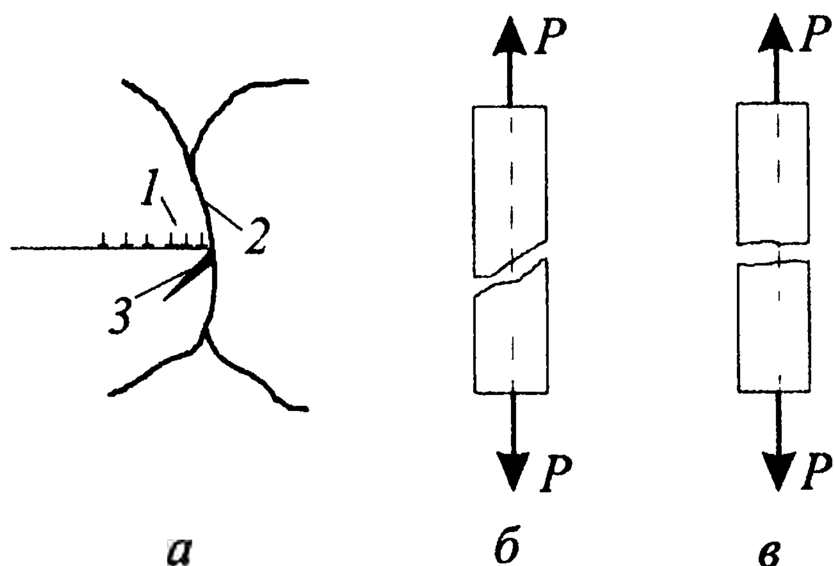


Рис. 2.5. Схемы скопления дислокаций у границы зерна с образованием микротрещины (*а*), разрушения срезом (*б*) и отрывом (*в*):
1 — скопление дислокаций; 2 — граница зерна, 3 — микротрещина

Возникновение микротрещин при вязком и хрупком разрушениях происходит путем скопления дислокаций перед границами зерен (рис. 2.5) или другими препятствиями (неметаллические включения, карбидные частицы, межфазовые границы и др.), что приводит к концентрации напряжений. При анализе микроструктуры различают транскристаллитное (по телу зерна) и интеркристаллитное (по границам зерен) разрушения. Разрушение металла в условиях эксплуатации конструкций и машин может быть не только вязким или хрупким, но и смешанным — вязкохрупким.

2.2. Механические свойства и классификация методов механических испытаний материалов

Механическими свойствами материалов называют свойства, которые выявляются испытаниями при воздействии внешних нагрузок. В результате таких испытаний определяют количественные характеристики механических свойств. Эти характеристики необходимы для выбора материалов и режимов их технологической обработки, расчетов на прочность деталей и конструкций, контроля и диагностики их прочностного состояния в процессе эксплуатации.

Контроль механических свойств начинается еще при производстве металла на металлургических заводах. Когда металл или прокат поступает к потребителю, например на машиностроительные заводы, его отбирают в зависимости от уровня характеристик механических свойств для изготовления тех или иных изделий с учетом условий их эксплуатации. При изготовлении изделий металл подвергается различной технологической обработке (механической, термической и др.), под воздействием которой происходят изменения в структуре и механических свойствах. Поэтому необходим контроль механических свойств металла и на различных стадиях изготовления изделий.

В процессе эксплуатации изделий под влиянием различных факторов (повышенные или пониженные температуры, давление, агрессивная среда и др.) изменяются структура и механические свойства, что с течением времени приводит к ухудшению свойств и даже разрушению металла. Это вызывает

необходимость периодического контроля механических свойств металла с целью выявления опасных зон в деталях и конструкциях и предотвращения аварий. Более того, во многих отраслях промышленности (например, в теплоэнергетике, нефтегазохимии и др.) насчитывается большое число агрегатов, пробывших длительное время в эксплуатации и выработавших свой расчетный срок службы. Поэтому требуется уточненная оценка их остаточного ресурса, которая невозможна без определения и учета фактических механических свойств материалов, из которых изготовлены эти агрегаты.

При проведении механических испытаний стремятся воспроизвести такие условия воздействия на материал, которые имеют место при эксплуатации изделия, изготовленного из этого материала. Многообразие условий службы материалов обусловливает проведение большого числа механических испытаний. Но вместе с тем основными признаками, позволяющими классифицировать виды механических испытаний, являются:

- способ нагружения (растяжение, сжатие, изгиб, кручение, срез, циклическое нагружение и др.);
- скорость нагружения (статическая, динамическая);
- протяженность процесса испытания во времени (кратковременная, длительная).

Существуют и другие признаки классификации, которые характеризуются сложностью напряженно-деформированного состояния, режимами нагружения, типами образцов, агрессивностью среды.

В результате механических испытаний материалов определяют следующие характеристики: упругость, пластичность, прочность, твердость, вязкость, усталость, трещиностойкость, хладостойкость, жаропрочность.

2.3. Механические свойства, определяемые при статическом нагружении

2.3.1. Испытания на растяжение

Испытания на растяжение позволяют получить достаточно полную информацию о механических свойствах материала. Для этого применяют специальные образцы, имеющие в поперечном сечении форму круга (цилиндрические образцы) или прямоугольника (плоские образцы). На рис. 2.6 представлена схема цилиндрического образца на различных стадиях растяжения. Согласно ГОСТ 1497—84, геометрические параметры образцов на растяжение должны отвечать следующим соотношениям: $l_0 = 2{,}82\sqrt{F_0}$; $l_0 = 5{,}65\sqrt{F_0}$;

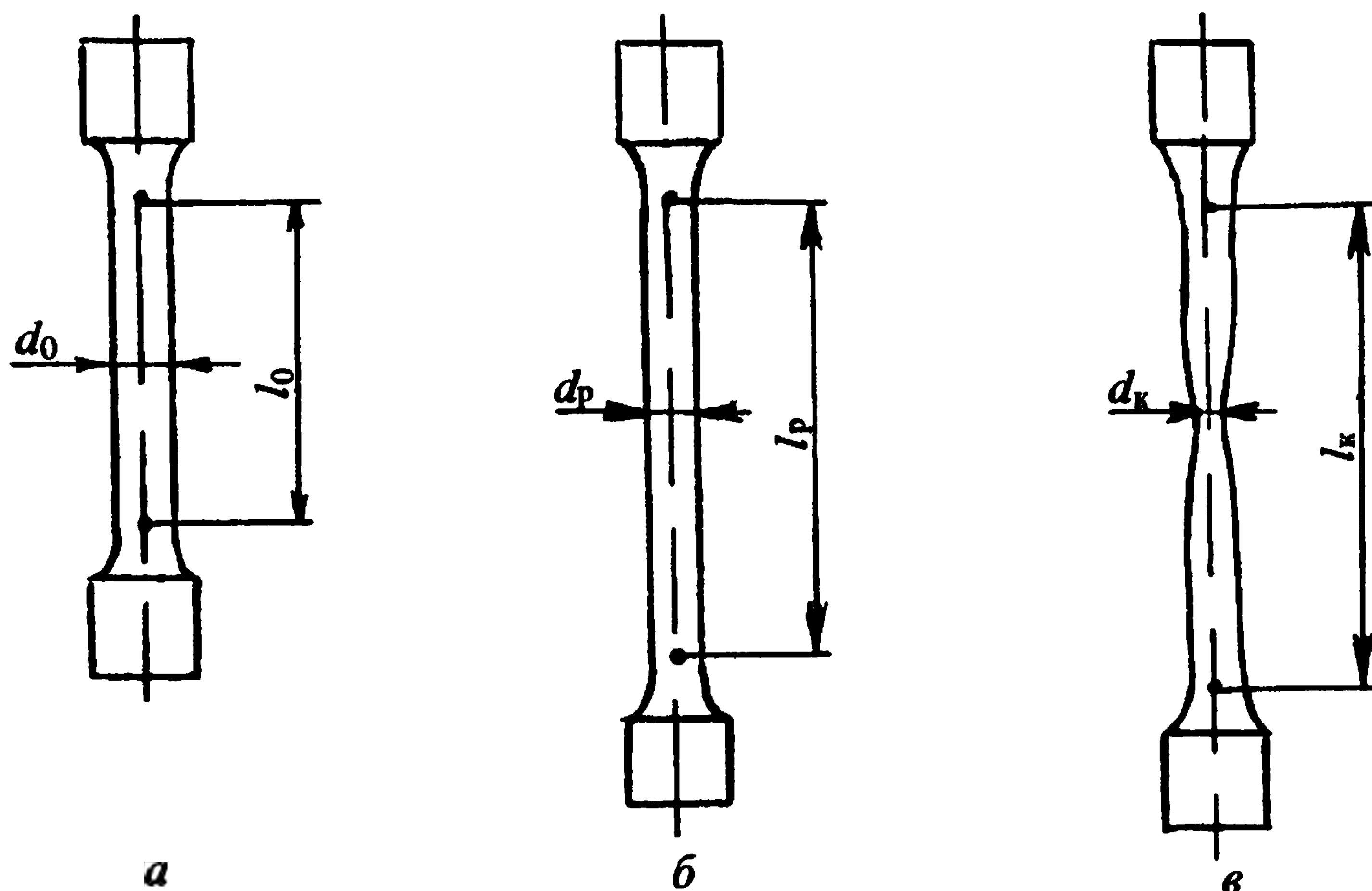


Рис. 2.6. Схемы цилиндрического образца на различных стадиях растяжения:
а — образец до испытания (l_0 и d_0 — начальные расчетные длина и диаметр); *б* — образец, растянутый до максимальной нагрузки ($l_р$ и $d_р$ — расчетные длина и диаметр образца в области равномерной деформации); *в* — образец после разрыва ($l_к$ — конечная расчетная длина; $d_к$ — минимальный диаметр в месте разрыва)

$l_0 = 11{,}3\sqrt{F_0}$ (где l_0 — начальная расчетная длина образца, F_0 — начальная площадь поперечного сечения расчетной части образца). Для цилиндрических образцов отношение расчетной начальной длины l_0 к начальному диаметру d_0, т. е. l_0/d_0, называют *кратностью образца*, от которой зависит его конечное относительное удлинение. На практике применяют образцы с кратностью 2,5, 5 и 10. Самым распространенным является образец с кратностью 5.

Перед испытанием образец закрепляют в вертикальном положении в захватах испытательной машины. На рис. 2.7 представлена принципиальная схема типичной испытательной машины, основными элементами которой являются: приводной нагружащий механизм, обеспечивающий плавное нагружение образца вплоть до его разрыва; силоизмерительное устройство для измерения силы сопротивления образца растяжению; механизм для автоматической записи диаграммы растяжения.

В процессе испытания диаграммный механизм непрерывно регистрирует так называемую первичную (машинную) диаграмму растяжения в координатах нагрузка (P)—абсолютное удлинение образца (Δl) (рис. 2.8). На диаграмме растяжения пластичных металлических материалов можно выделить три характерных участка: участок *ОА* — прямолинейный, соответствующий упругой деформации; участок *АВ* — криволинейный, соответствующий упругопластической деформации при возрастании нагрузки; участок *ВС* — также криволинейный, соответствующий упругопластической деформации при снижении нагрузки. В точке *С* происходит окончательное разрушение

образца с разделением его на две части.

В области упругой деформации (участок OA) зависимость между нагрузкой P и абсолютным упругим удлинением образца Δl пропорциональна и известна под названием закона Гука:

$$P = k\Delta l,$$

где $k = EF_0/l_0$ — коэффициент, зависящий от геометрии образца (площади поперечного сечения F_0 и длины l_0) и свойств материала (параметр E).

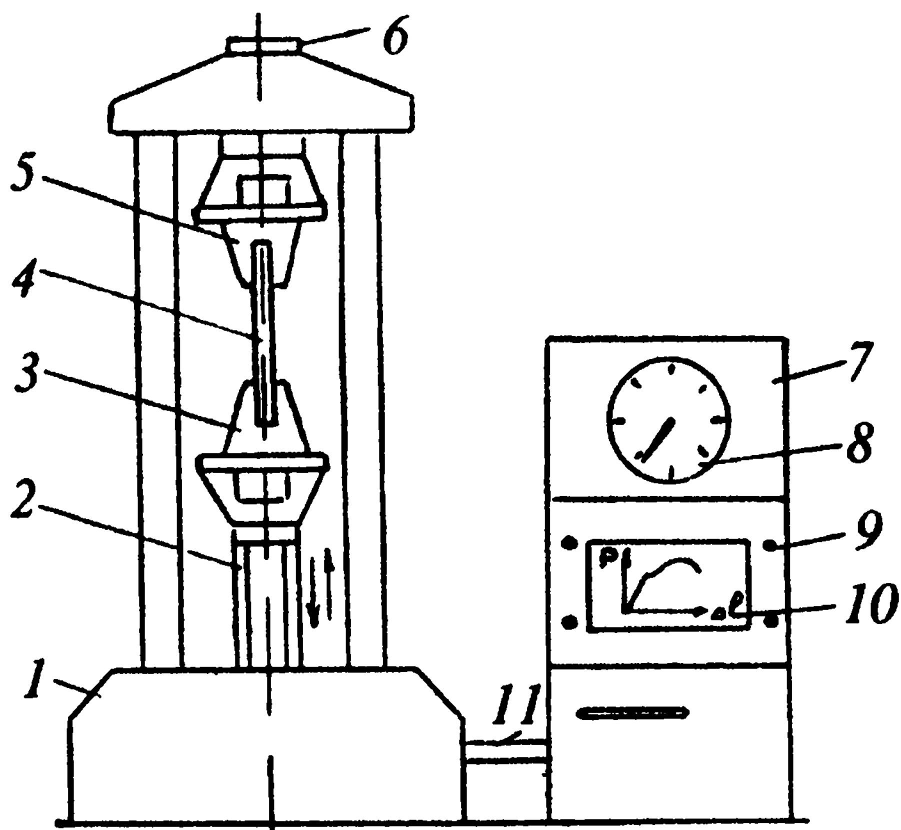


Рис. 2.7. Схема испытательной машины: *1* — собственно машина; *2* — винт грузовой; *3* — нижний захват (активный); *4* — образец, *5* — верхний захват (пассивный); *6* — силоизмерительный датчик; *7* — пульт управления с электроприводной аппаратурой; *8* — индикатор нагрузок; *9* — рукоятки управления; *10* — диаграммный механизм; *11* — кабель

Параметр E (МПа) называют м о д у л е м н о р м а л ь н о й у п р у г о с т и, характеризующим жесткость материала, которая связана с силами межатомного взаимодействия. Чем выше E, тем материал жестче и тем меньшую упругую деформацию вызывает одна и та же нагрузка. Закон Гука чаще представляют в следующем виде:

$$\sigma = E\delta,$$

где $\sigma = P/F_0$ — нормальное напряжение; $\delta = \Delta l/l_0$ — относительная упругая деформация.

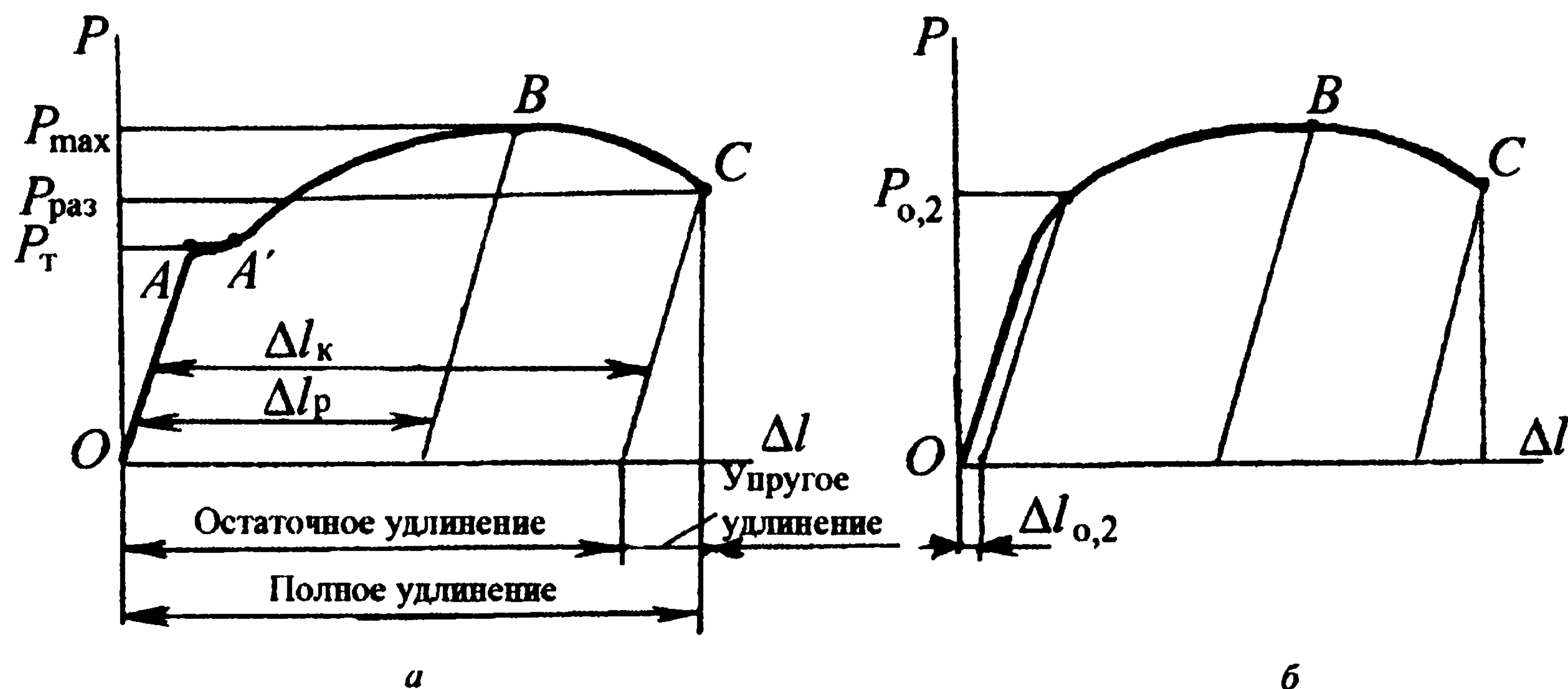


Рис. 2.8. Схема машинных (первичных) диаграмм растяжения пластичных материалов: *а* — с площадкой текучести, *б* — без площадки текучести

Наряду с модулем нормальной упругости E существует **модуль сдвига** (модуль касательной упругости) G, который связывает пропорциональной зависимостью касательное напряжение τ с углом сдвига (относительным сдвигом) γ:

$$\tau = G\gamma .$$

Еще одним важным параметром упругих свойств материалов является **коэффициент Пуассона** μ, равный отношению относительной поперечной деформации ($\Delta d/d_0$) к относительной продольной деформации ($\Delta l/l_0$). Этот коэффициент характеризует стремление материала сохранять в процессе упругой деформации свой первоначальный объем.

От коэффициента Пуассона μ зависит соотношение между E и G:

$$E/G = 2(1+\mu) . \qquad (2.1)$$

Как следует из уравнения (2.1), E больше G, так как для смещения атомов отрывом требуется большее усилие, чем сдвигом.

Значения модуля нормальной упругости E, модуля сдвига G и коэффициента Пуассона μ для некоторых материалов приведены в табл. 2.1.

Таблица 2.1. **Значения модуля нормальной упругости E, модуля сдвига G и коэффициента Пуассона μ для некоторых материалов**

Материал	E, МПа	G, МПа	μ
Сталь 20	210 000	82 031	0,28
Медь листовая	113 000	42 164	0,34
Латунь	97 000	34 155	0,42
Цинк	82 000	32 283	0,27
Алюминий	68 000	25 564	0,33
Свинец	17 000	5 862	0,45

При переходе от упругой деформации к упругопластической для некоторых металлических материалов на машинной диаграмме растяжения может проявляться небольшой горизонтальный участок, который называют площадкой текучести AA' (см. рис. 2.8, *а*). На этой стадии деформации в действие включаются новые источники дислокаций, происходит их спонтанное размножение и лавинообразное распространение по плоскостям скольжения. Макроскопическим проявлением этих процессов является образование на рабочей поверхности образца узких полос скольжения, получивших название линий Чернова—Людерса. Эти линии располагаются под углом 45° к продольной оси образца по направлению действия максимальных касательных напряжений и отчетливо видны на его полированной поверхности. Однако

многие металлы и сплавы деформируются при растяжении без площадки текучести.

С увеличением упругопластической деформации усилие, с которым сопротивляется образец, растет и достигает в точке *B* своего максимального значения. Для пластичных материалов в этот момент в наиболее слабом сечении образца образуется локальное сужение (шейка), где при дальнейшем деформировании происходит разрыв образца. На участке *OAB* деформация распределена равномерно по всей длине образца, а на участке *BC* деформация практически вся сосредоточена в зоне шейки.

При растяжении определяют следующие показатели прочности и пластичности материалов.

Показатели прочности материалов характеризуются удельной величиной — напряжением, равным отношению нагрузки в характерных точках диаграммы растяжения к площади поперечного сечения образца. Дадим определение наиболее часто используемым показателям прочности материалов.

Предел текучести (физический) ($\sigma_т$, МПа) — это наименьшее напряжение, при котором материал деформируется (течет) без заметного изменения нагрузки:

$$\sigma_т = P_т / F_0 ,$$

где $P_т$ — нагрузка, соответствующая площадке текучести на диаграмме растяжения (см. рис. 2.8, *а*).

Если на машинной диаграмме растяжения нет площадки текучести (см. рис. 2.8, *б*), то задаются допуском на остаточную деформацию образца и определяют условный предел текучести.

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$, МПа) — это напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,2% от начальной расчетной длины образца*:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F_0 ,$$

где $P_{0,2}$ — нагрузка, соответствующая остаточному удлинению $\Delta l_{0,2} = 0{,}002 l_0$.

Временное сопротивление (предел прочности) ($\sigma_в$, МПа) — это напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке P_{max}, предшествующей разрыву образца:

$$\sigma_в = P_{max} / F_0 .$$

* При наличии в стандартах или технических условиях на металлопродукцию особых указаний разрешается определение условного предела текучести и при других допусках на величину остаточного удлинения, например 0,1 или 0,3%.

Истинное сопротивление разрыву ($S_к$, МПа) — это напряжение, определяемое отношением нагрузки $P_к$ в момент разрыва к площади поперечного сечения образца в месте разрыва $F_к$:

$$S_к = P_к / F_к ,$$

где $F_к = \pi d_к^2 / 4$.

Показатели пластичности. Пластичность — одно из важных механических свойств металла, которое в сочетании с высокой прочностью делает его основным конструкционным материалом. Дадим определение наиболее часто используемым показателям пластичности материалов.

Относительное предельное равномерное удлинение ($\delta_р$, %) — это наибольшее удлинение, до которого образец деформируется равномерно по всей его расчетной длине, или, другими словами, это отношение абсолютного приращения расчетной длины образца $\Delta l_р$ до нагрузки P_{max} к ее первоначальной длине (см. рис. 2.8, а):

$$\delta_р = (\Delta l_р / l_0)100 = [(l_р - l_0)/l_0]100 .$$

Аналогично предельному равномерному удлинению существует относительное предельное равномерное сужение ($\psi_р$, %):

$$\psi_р = (\Delta F_р / F_0)100 = [(F_0 - F_р)/F_0]100 ,$$

где $F_р = \pi d_р^2 / 4$ — площадь поперечного сечения образца, соответствующая P_{max}. Из условия постоянства объема образца при растяжении можно получить

$$\psi_р = \delta_р / (1 + \delta_р) .$$

При разрушении образца на две части определяют конечные показатели пластичности: относительное удлинение и относительное сужение образца после разрыва.

Относительное удлинение после разрыва (δ, %) — это отношение приращения расчетной длины образца после разрыва $\Delta l_к$ к ее первоначальной длине:

$$\delta = (\Delta l_к / l_0)100 = [(l_к - l_0) / l_0]100 .$$

Относительное удлинение после разрыва зависит от соотношения l_0 и F_0, т. е. от кратности образцов. Чем меньше отношение $l_0 / \sqrt{F_0}$ и кратность образца, тем больше δ. Это объясняется влиянием шейки образца, где имеет

место сосредоточенное удлинение. Поэтому индекс у δ указывает на кратность образца, например $\delta_{2,5}$, δ_5, δ_{10}*.

Относительное сужение после разрыва (ψ, %) — это отношение уменьшения площади поперечного сечения образца в месте разрыва $\Delta F_к$ к начальной площади поперечного сечения:

$$\psi = (\Delta F_к / F_0)100 = [(F_0 - F_к)/F_0]100 .$$

В отличие от конечного относительного удлинения конечное относительное сужение не зависит от соотношения l_0 и F_0 (кратности образца), так как в последнем случае деформацию оценивают в одном, наиболее узком, сечении образца.

Диаграммы условных и истинных напряжений и деформаций. Протяженность первичных диаграмм растяжения вдоль осей координат P и Δl зависит от абсолютных размеров образцов. При постоянной кратности образца чем больше его длина и площадь поперечного сечения, тем выше и протяженнее первичная диаграмма растяжения. Однако если эту диаграмму представить в относительных координатах, то диаграммы для образцов одной кратности, но разных размеров будут одинаковы. Так, если по оси ординат откладывать условные напряжения σ, равные отношению нагрузки P к начальной площади поперечного сечения F_0, а по оси абсцисс — условные удлинения δ, равные отношению абсолютного приращения длины образца Δl к его начальной длине l_0, то диаграмму называют диаграммой условных напряжений и деформаций (или просто условной диаграммой). На рис. 2.9, *а* схематически представлена условная диаграмма σ—δ. На этой диаграмме отмечены условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление $\sigma_в$, конечное условное напряжение $\sigma_к$, условное предельное равномерное удлинение $\delta_р$ и условное относительное удлинение после разрыва $\delta_к$.

Однако более объективную информацию можно получить, если диаграмму растяжения представить в других координатах: S—ε. Истинное напряжение S определяется как отношение текущей нагрузки P к текущей площади поперечного сечения F, которое непрерывно уменьшается в процессе растяжения:

$$S = P/F .$$

Истинное удлинение ε учитывает непрерывно изменяющуюся длину образца в процессе его растяжения, и поэтому ε можно определить как сумму бесконечно малых относительных деформаций $\mathrm{d}l/l$ при переменном l:

---

* Если значения δ приведены без указания кратности образца, то в этом случае имеется в виду кратность 5.

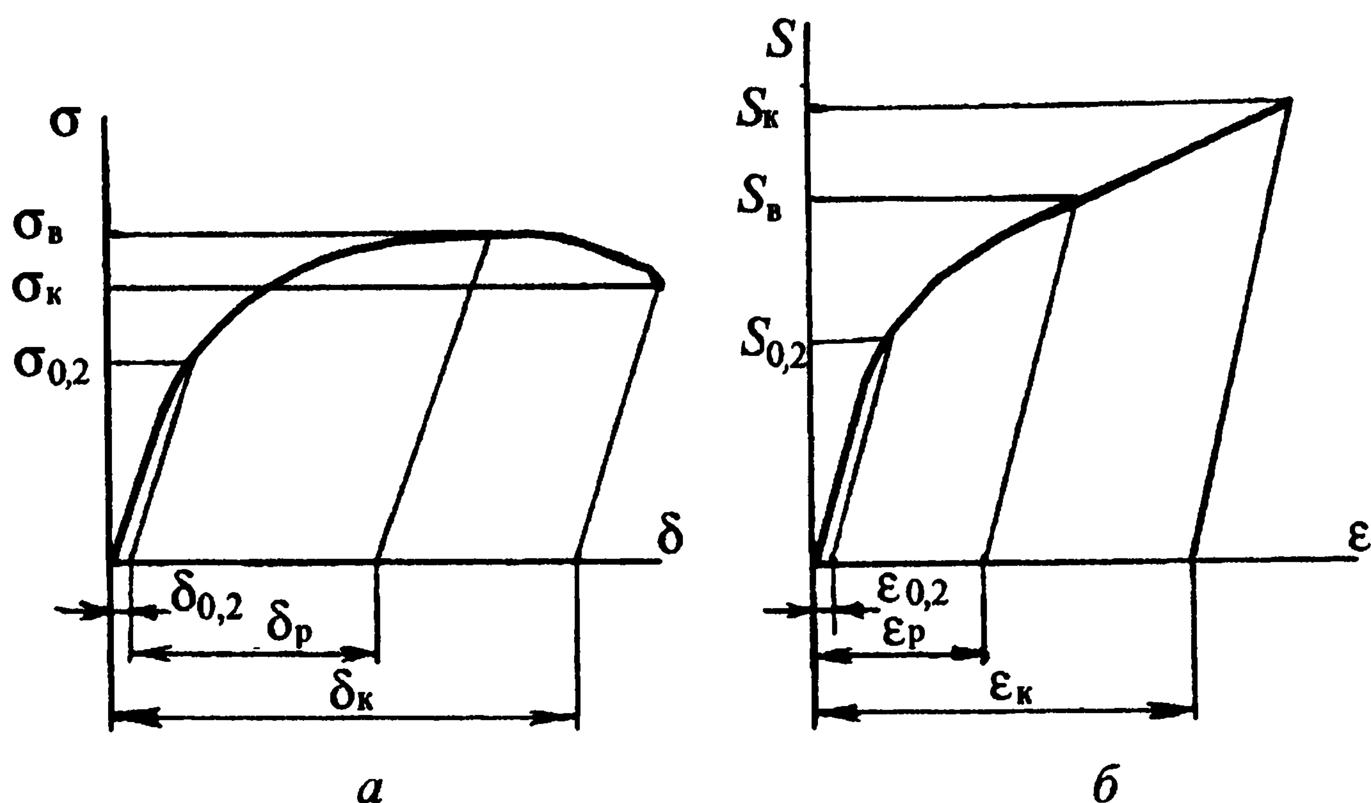


Рис. 2.9. Схемы условной (*а*) и истинной (*б*) диаграмм растяжения пластичных материалов

$$\varepsilon = \int\limits_{l_0}^{l} \frac{dl}{l} = \ln\frac{l}{l_0} = \ln(1+\delta).$$

Диаграмму в координатах S—ε называют диаграммой истинных напряжений и деформаций (или просто истинной диаграммой). На истинной диаграмме, как и на условной, можно найти характерные точки, соответствующие истинному пределу текучести $S^{*}_{0,2}$, истинному временному сопротивлению $S_в$, истинному сопротивлению разрыву $S_к$, а также истинному предельному равномерному удлинению $\varepsilon_р$ и истинному конечному удлинению $\varepsilon_к$ (рис. 2.9, *б*).

Значения предела текучести $\sigma_т$ ($\sigma_{0,2}$), временного сопротивления $\sigma_в$, предельного равномерного удлинения $\delta_р$, истинного сопротивления разрыву $S_к$, относительных удлинения δ_5 и сужения ψ после разрыва для некоторых марок стали представлены в табл. 2.2.

---

* Истинный предел текучести $S_{0,2}$ практически равен условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ вследствие незначительного уменьшения площади поперечного сечения образца при остаточной деформации $\varepsilon_{0,2} = 0{,}2\%$.

Таблица 2.2. **Значения механических свойств некоторых марок стали, определенные растяжением пятикратных цилиндрических образцов**

Марка стали	$\sigma_т$ ($\sigma_{0,2}$), МПа	$\sigma_в$, МПа	$\delta_р$, %	$S_к$, МПа	δ_5, %	ψ, %
20	271	430	21	867	33	67
45	390	668	15	1115	25	49
15ГС	334	547	18	1130	33	71
15Х1М1Ф	313	531	15	1117	29	78
35ХВФЮА	759	1038	9	1686	16	51
12Х18Н10Т	277	694	30	1670	60	69

2.3.2. Испытания на твердость

Твердость — это свойство материала оказывать сопротивление контактной деформации или хрупкому разрушению при внедрении индентора* в его поверхность. Испытания на твердость — самый доступный и распространенный вид механических испытаний. Наибольшее применение в технике получили статические методы испытания на твердость при вдавливании индентора: метод Бринелля, метод Виккерса и метод Роквелла.

При испытании на твердость по методу Бринелля (ГОСТ 9012—59) в поверхность материала вдавливается твердосплавный шарик диаметром D под действием нагрузки P и после снятия нагрузки измеряется диаметр отпечатка d (рис. 2.10, *а*). Число твердости по Бринеллю (НВ) подсчитывается как отношение нагрузки P к площади поверхности сферического отпечатка M:

$$HB = \frac{P}{M} = \frac{2P}{\pi D^2[1 - \sqrt{1-(d/D)^2}\,]}. \tag{2.2}$$

Для получения сопоставимых результатов при определении твердости НВ шариками различного диаметра необходимо соблюдать условие подобия. Подобие отпечатков при разных D и P будет обеспечено, если угол φ остается постоянным (рис. 2.10, *а*). Подставив в формулу (2.2) $\frac{d}{D} = \sin\frac{\varphi}{2}$, получим следующее выражение:

* Под индентором понимается твердосплавный наконечник, внедряемый в поверхность металла.

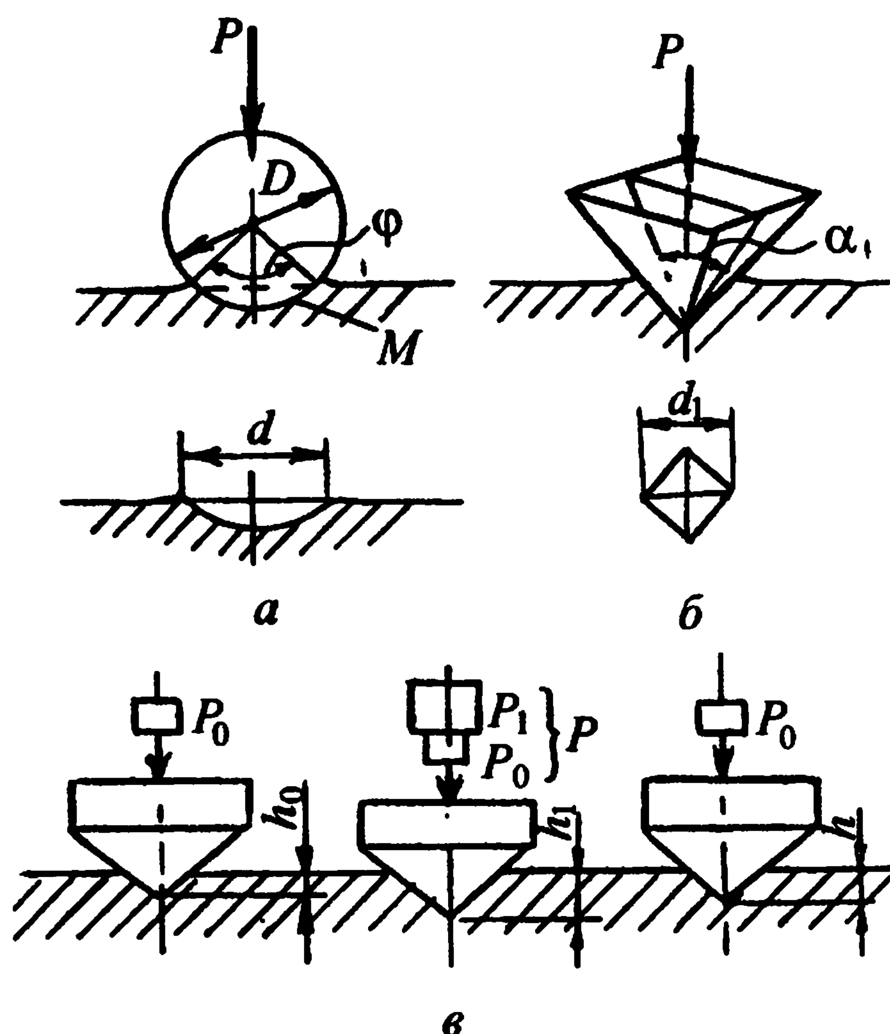


Рис. 2.10. Схемы испытаний на твердость: *а* — по Бринеллю; *б* — по Виккерсу; *в* — по Роквеллу

$$HB = \frac{P}{D^2}\left[\frac{2}{\pi\left[1-\sqrt{1-\sin^2\frac{\varphi}{2}}\right]}\right]. \quad (2.3)$$

Из формулы (2.3) следует, что значение HB будет оставаться постоянным, если $P/D^2 = \text{const}$ и $\varphi = \text{const}$. Выбор отношения P/D^2, а следовательно и нагрузки вдавливания P, зависит от уровня твердости материала. Чем более твердый материал, тем рекомендуется большее отношение P/D^2. Исходя из этого в ГОСТ 9012—59 приведены следующие значения отношений P/D^2 (МПа): 294 (сталь, чугун, высокопрочные сплавы); 98 (алюминий, медь, никель и их сплавы); 49 (магний и его сплавы); 24,5 (подшипниковые сплавы); 9,8 (олово, свинец). При $D = 10$ мм, $P = 29400$ Н ($P/D^2 = 294$ МПа) и времени выдержки под нагрузкой 10 с твердость по Бринеллю обозначается символом HB с указанием числа твердости. При этом размерность (кгс/мм^2) не ставится, например 200 HB. При использовании шариков других диаметров (1, 2, 2,5 и 5 мм) изменяется нагрузка вдавливания, а символ твердости HB дополняется тремя индексами. Например, 180 $HB_{2,5/187,5/30}$ обозначает, что при $D = 2,5$ мм, P=187,5 кгс (1839 Н) и времени выдержки под нагрузкой 30 с число твердости по Бринеллю равно 180.

Метод Бринелля не рекомендуется применять для материалов с твердостью более 450 HB, так как стальной шарик может заметно деформироваться, что внесет погрешность в результаты испытаний.

При испытании на твердость по методу Виккерса (ГОСТ 2999—75) в поверхность материала вдавливается алмазная четырехгранная пирамида с углом при вершине $\alpha = 136°$ (рис. 2.10, *б*). После снятия нагрузки вдавливания измеряется диагональ отпечатка d_1. Число твердости по Виккерсу HV подсчитывается как отношение нагрузки P к площади поверхности пирамидального отпечатка M:

$$HV = \frac{P}{M} = \frac{2P\sin\frac{\alpha}{2}}{d_1^2} = 1{,}854\frac{P}{d_1^2}.$$

Число твердости по Виккерсу обозначается символом HV с указанием нагрузки P и времени выдержки под нагрузкой, причем размерность числа твердости (кгс/мм^2) не ставится. Продолжительность выдержки индентора под нагрузкой принимают для сталей 10—15 с, а для цветных металлов — 30 с. Например, 450 $HV_{10/15}$ означает, что число твердости по Виккерсу 450 получено при $P = 10$ кгс (98,1 Н), приложенной к алмазной пирамиде в течение 15 с.

Преимущество метода Виккерса по сравнению с методом Бринелля заключается в том, что методом Виккерса можно испытывать материалы более высокой твердости из-за применения алмазной пирамиды.

При испытании на твердость по методу Роквелла (ГОСТ 9013—59) в поверхность материала вдавливается алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной шарик диаметром 1,588 мм. Однако, согласно этому методу, за условную меру твердости принимается глубина отпечатка. Схема испытания по методу Роквелла показана на рис. 2.10, *в*. Вначале прикладывается предварительная нагрузка P_0, под действием которой индентор вдавливается на глубину h_0. Затем прикладывается основная нагрузка P_1, под действием которой индентор вдавливается на глубину h_1. После этого снимают нагрузку P_1, но оставляют предварительную нагрузку P_0. При этом под действием упругой деформации индентор поднимается вверх, но не достигает уровня h_0. Разность $(h - h_0)$ зависит от твердости материала; чем тверже материал, тем меньше эта разность. Глубина отпечатка измеряется индикатором часового типа с ценой деления 0,002 мм. При испытании мягких металлов методом Роквелла в качестве индентора применяется стальной шарик. Последовательность операций такая же, как и при испытании алмазным конусом. Число твердости, определенное методом Роквелла, обозначается символом HR. Однако в зависимости от формы индентора и значений нагрузок вдавливания к этому символу добавляется буква А, или С, или В, обозначающая соответствующую шкалу измерений. Обозначения твердости и значения нагрузок вдавливания для разных шкал измерений методом Роквелла приведены ниже:

Шкала		A	C	B
Индентор		Алмазный конус	Алмазный конус	Стальной шарик
Обозначение твердости		HRA	HRC	HRB
Нагрузки вдавливания, кгс (Н):	P_0	10 (98,1)	10 (98,1)	10 (98,1)
	P_1	50 (490,5)	140 (1373,4)	90 (882,9)
	P	60 (588,6)	150 (1471,5)	100 (981)

Различие в нагрузке P_1 для шкал А и С объясняется тем, что по шкале А измеряют твердость особо твердых материалов и в этом случае во избежание повреждений алмазного конуса рекомендуется меньшая нагрузка вдавливания.

Числа твердости по Роквеллу подсчитывают по формулам

$$HRA(HRC) = 100 - [(h - h_0) / 0{,}002];$$

$$HRB = 130 - [(h - h_0) / 0{,}002],$$

где 100 и 130 — предельно заданное число делений индикатора часового типа с ценой деления 0,002 мм. Например, 50 HRC означает, что твердость, определенная методом Роквелла по шкале С при вдавливании алмазного конуса, равна 50 (размерность не ставится).

Преимущество метода Роквелла по сравнению с методами Бринелля и Виккерса заключается в том, что значение твердости по методу Роквелла фиксируется непосредственно стрелкой индикатора, при этом отпадает необходимость в оптическом измерении размеров отпечатка.

Для измерения твердости тонких слоев материалов и даже их отдельных структурных составляющих применяют метод микротвердости (ГОСТ 9450—76). Этот метод по существу не отличается от метода Виккерса, однако при этом используют малые нагрузки вдавливания: 0,049 (0,005), 0,098 (0,01), 0,196 (0,02), 0,49 (0,05), 0,98 (0,1), 1,962 (0,2), 4,9 (0,5) Н (кгс).

2.3.3. Испытания на трещиностойкость

Трещиностойкостью называют свойство материалов сопротивляться развитию трещин при механических и других воздействиях. Трещины в материалах могут быть металлургического и технологического происхождения, а также возникать и развиваться в процессе эксплуатации. В случае возможности хрупкого разрушения для безопасной работы элементов конструкций и машин необходимо количественно оценивать размеры допустимых трещиноподобных дефектов. Для оценки размера допустимого дефекта необходимо знать количественную характеристику трещиностойкости материала.

Количественной характеристикой трещиностойкости материала является критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации* в вершине трещины K_{Ic}. На практике K_{Ic} используют для определения связи между разрушающими напряжениями и размерами дефектов в элементе конструкции. Определяют K_{Ic} испытанием специальных образцов с предварительно выращенной усталостной трещиной (ГОСТ 25506—85). На рис. 2.11 изображена схема компактного образца с надрезом и выращенной усталостной трещиной для определения K_{Ic}. Образец подвергается внецентренному растяжению (рис. 2.12, *а*) с автоматической регистрацией диаграммы нагрузка (*P*) — раскрытие берегов надреза образца (*V*)

---

* Под плоской деформацией понимают деформацию, которая развивается в одной плоскости и запрещена по толщине образца.

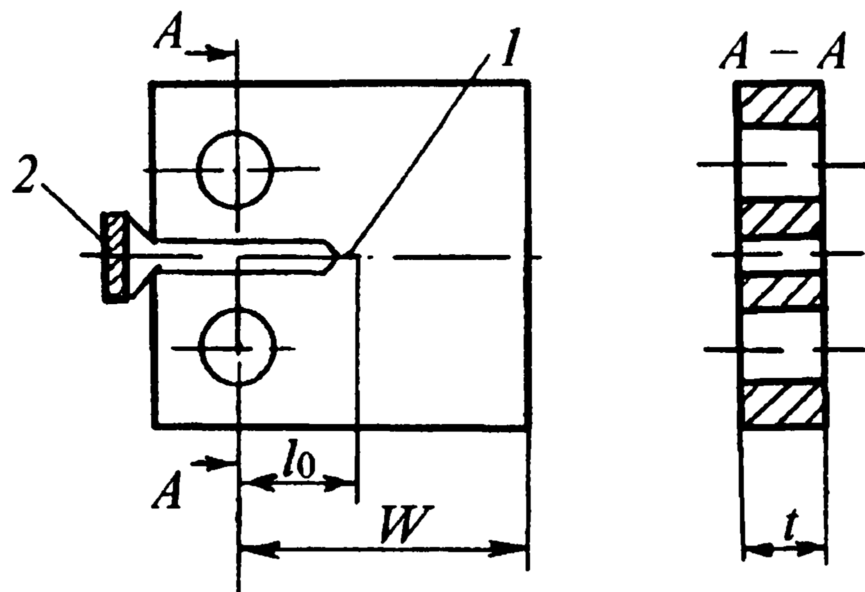


Рис. 2.11. Схема прямоугольного компактного образца для определения K_{Ic}:
1 — трещина усталости; *2* — датчик раскрытия

(рис. 2.12, *б*). При обработке диаграммы из начала координат проводят секущую, тангенс угла наклона которой на 5% меньше тангенса угла наклона начального прямолинейного участка диаграммы. Определяют нагрузку P_Q (рис. 2.12, *б*), затем по излому разрушенного образца оценивают длину трещины l. По полученным значениям P_Q и l рассчитывают коэффициент интенсивности напряжений K_Q (МПа $\sqrt{м}$):

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{W}} f(l/W),$$

где t, W — толщина и ширина образца соответственно; $f(l/W)$ — функция значений l/W.

Значение K_Q принимается за критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic}, если выполняются условия:

$$\frac{P_{max}}{P_Q} \leqslant 1{,}1 \text{ (рис. 2.12, } б\text{)}; t \geqslant 2{,}5\left(\frac{K_Q}{\sigma_{0,2}}\right)^2; \frac{t - t_c}{t} 100\% \leqslant 1{,}5\%, \qquad (2.4)$$

где t_c — толщина разрушенного образца в зоне максимального сужения.

Если условия (2.4) не выполняются, то необходимо взять образец с большей толщиной и повторить испытания.

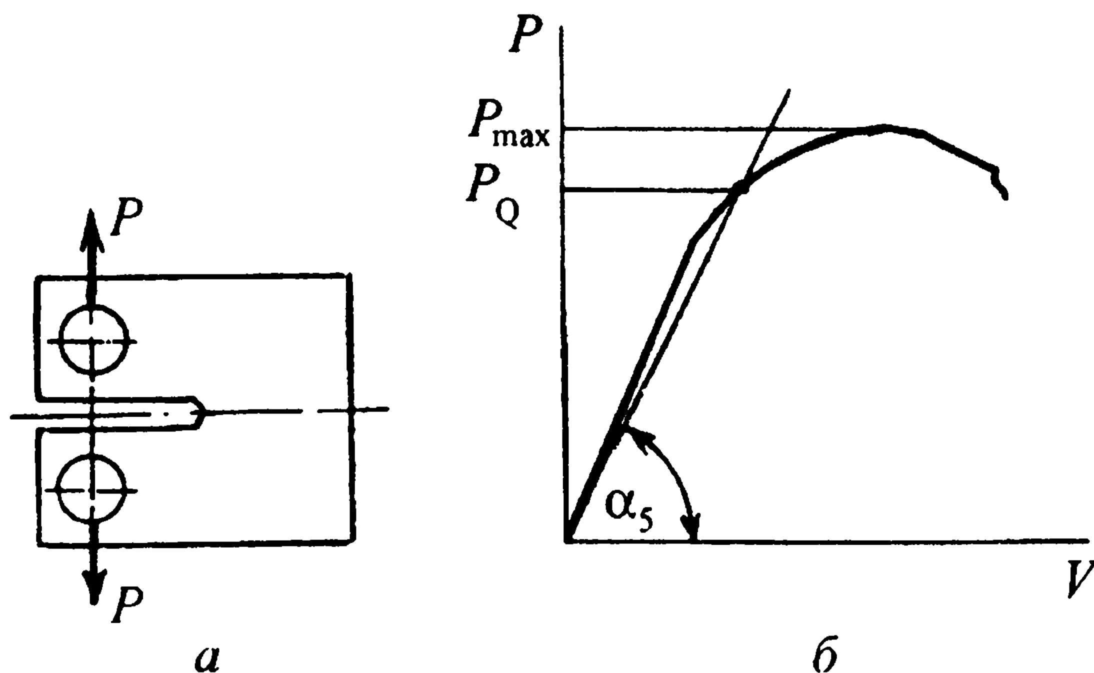


Рис. 2.12. Схемы внецентренного растяжения компактного образца (*а*), типичной диаграммы *P*— *V* (*б*)

Значения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} и предела текучести $\sigma_{0,2}$, определенные при комнатной температуре (T = 293 К) для некоторых конструкционных материалов, приведены в табл. 2.3.

Таблица 2.3. **Значения K_{Ic} и $\sigma_{0,2}$ для некоторых конструкционных материалов**

Название материала	Марка	K_{Ic}, МПа $\sqrt{м}$	$\sigma_{0,2}$, МПа
Легированная сталь	25ХН3МФА	120	745
Титановый сплав	ВТ3-1	52	1010
Алюминиевый сплав	Д16	33	290

2.4. Механические свойства, определяемые при динамическом нагружении

2.4.1. Испытания на ударную вязкость

Для оценки склонности материалов к хрупкому разрушению широко применяют испытания на ударный изгиб образцов с надрезом, в результате которых определяют ударную вязкость. Ударная вязкость оценивается работой, затраченной на ударный излом образца и отнесенной к площади его поперечного сечения в месте надреза.

Согласно ГОСТ 9454—78, для определения ударной вязкости применяют призматические образцы с надрезами различных типов. Самыми распространенными типами являются образцы с U-образным (рис. 2.13, *а*) и V-образным (рис. 2.13, *б*) надрезами.

Испытания на ударную вязкость проводят на маятниковом копре (рис. 2.14).

Работа К, МДж, затраченная на ударный излом образца, может быть определена по следующей формуле:

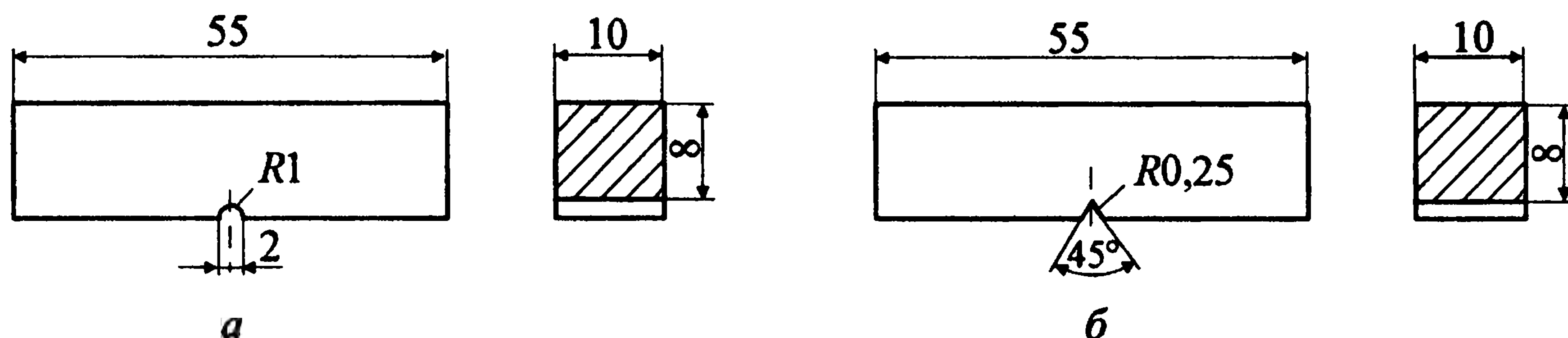


Рис. 2.13. Образцы для испытаний на ударную вязкость:
а — с U-образным надрезом; *б* — с V-образным надрезом

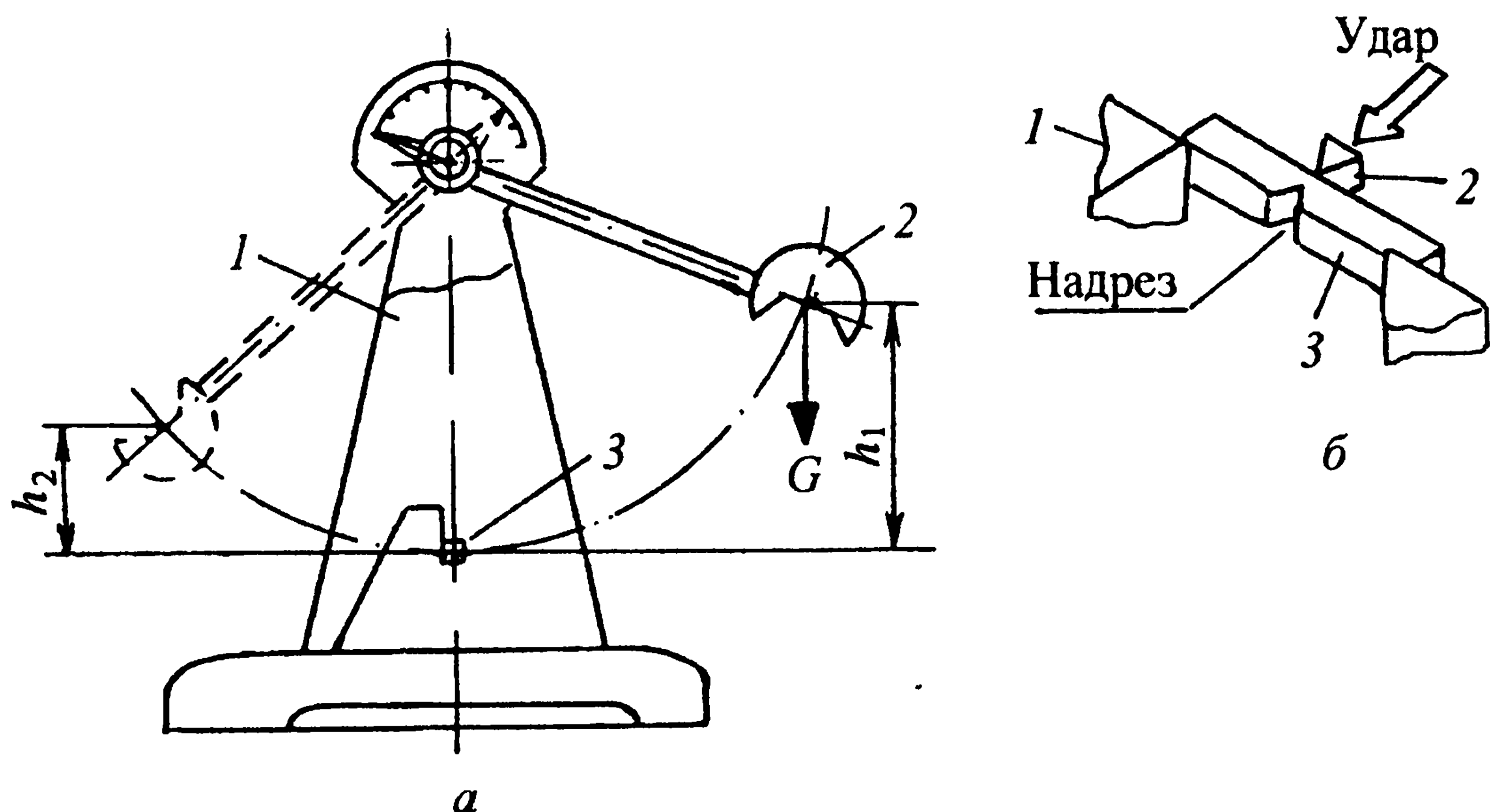


Рис. 2.14. Схема испытаний на ударную вязкость:
а — схема маятникового копра; *б* — расположение образца на копре; *1* — корпус; *2* — маятник, *3* — образец

$$K = G(h_1 - h_2),$$

где G — вес маятника; h_1 — высота подъема маятника до испытаний; h_2 — высота подъема маятника после испытаний.

Указатель на шкале копра фиксирует величину работы К и проградуирован с учетом потерь (трение в подшипниках, сопротивление стрелки указателя, сопротивления воздуха и др.).

Ударная вязкость обозначается символом КС, МДж/м^2, и подсчитывается как отношение работы К к площади поперечного сечения образца в надрезе F. Если образец с U-образным надрезом, то к символу добавляется буква U (KCU), а если с V-образным надрезом, то добавляется буква V (KCV).

Вместе с тем ударная вязкость является сложной механической характеристикой и состоит из двух составляющих: *удельной работы зарождения трещины* $КС_з$ и *удельной работы ее распространения* $КС_р$, т. е.

$$КС = КС_з + КС_р.$$

Для охрупченных материалов основная часть работы идет на зарождение трещины, а работа распространения трещины незначительна. Для пластичных материалов работа распространения трещины имеет преобладающее значение. Анализ составляющих ударной вязкости позволяет более рационально выбрать материал и определить его назначение.

Существует несколько методов определения составляющих ударной вязкости. Наиболее широкое распространение получили методы Б. А. Дроздовского и А. П. Гуляева. По методу Б. А. Дроздовского испытывают ударные образцы с V-образным надрезом с заранее выращенной усталостной

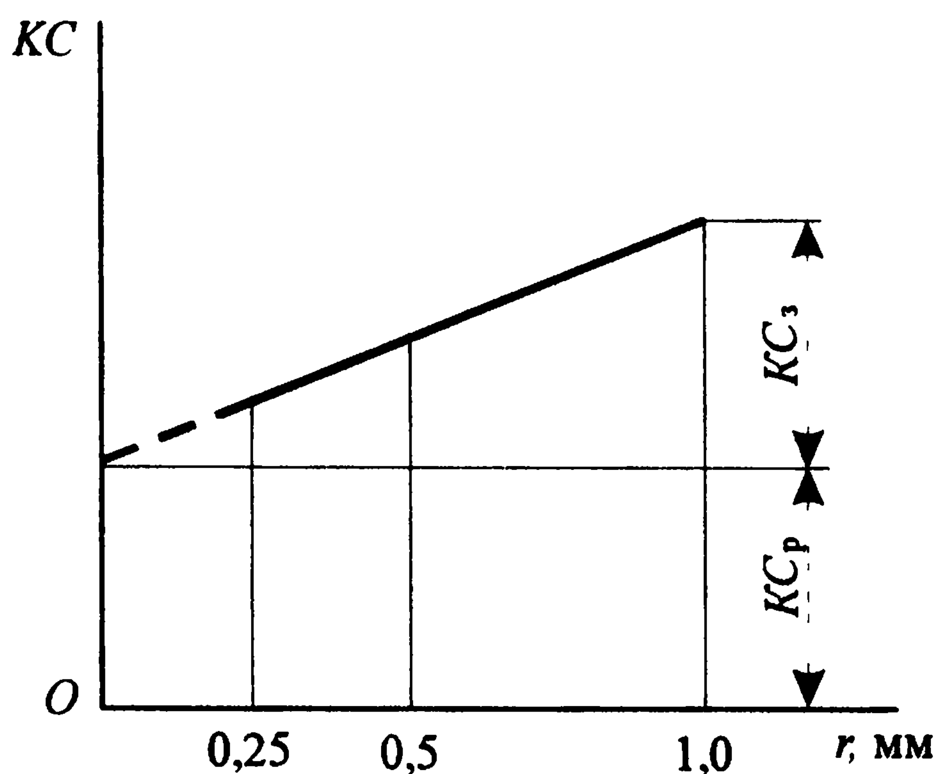


Рис. 2.15. Схема определения составляющих ударной вязкости по методу А. П. Гуляева

трещиной. Считается, что при разрушении образца вся работа динамического излома расходуется на распространение трещины, т. е. при таком испытании определяется величина $KC_р$. Работа зарождения трещины $KC_з$ в этом случае подсчитывается как разность между полной ударной вязкостью образца без усталостной трещины KC и работой ее распространения $KC_р$.

По методу А. П. Гуляева испытывают несколько ударных образцов, имеющих различный радиус округления в вершине надреза *r*. После испытаний и подсчета ударной вязкости каждого образца строится график (рис. 2.15). Экстраполируя прямую на ось ординат, получают удельную работу распространения трещины $KC_р$. В этом случае образец с радиусом надреза, близким к нулю, отождествляется с образцом, имеющим усталостную трещину.

При сравнении оба метода дают достаточно близкие значения составляющих ударной вязкости.

2.4.2. Испытания на хладноломкость и критическую температуру хрупкости

Хладноломкостью называют способность некоторых металлов охрупчиваться при низких температурах. К хладноломким металлам можно отнести металлы с решеткой объемноцентрированного куба, например Fe_α, и гексагональной, например Zn. Для этой группы металлов при определенной минусовой температуре наблюдается резкое снижение ударной вязкости.

К нехладноломким металлам можно отнести металлы с решеткой гранецентрированного куба, например Fe_γ, Al, Ni и др.

Деление металлов на хладноломкие и нехладноломкие является условным, так как, например, аустенитные стали, имеющие решетку гранецентрированного куба, тоже подвержены охрупчиванию, но только в меньшей степени и при более низких температурах, чем углеродистые и низколегированные стали, имеющие решетку объемноцентрированного куба.

Испытания на ударную вязкость при низких температурах позволяют получить хрупкое разрушение металла в результате одновременного дейст-

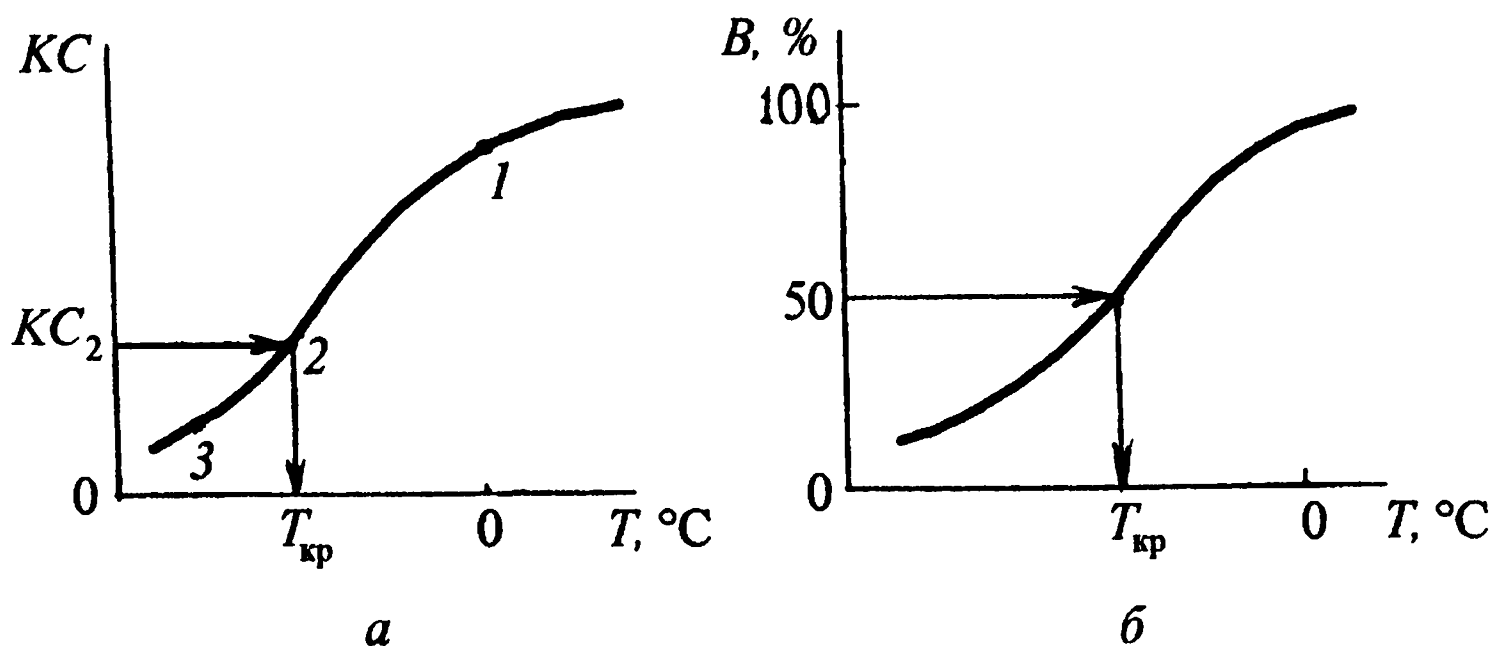


Рис. 2.16. Схема низкотемпературного изменения ударной вязкости (*а*) и волокнистости в изломе ударного образца (*б*)

вия надреза, повышенной скорости деформирования и температуры. На рис. 2.16, *а* представлено температурное изменение ударной вязкости хладноломкой стали. Как видно из рисунка, снижение ударной вязкости происходит в некотором интервале температур. Внутри этого интервала могут быть хрупкие и вязкие изломы.

Характер падения ударной вязкости напоминает порог, что привело к выражению «порог хладноломкости». Температура, при которой происходит определенное падение ударной вязкости, называется *критической температурой хрупкости* $T_{кр}$. Количественно критическую температуру хрупкости можно определить по температуре, соответствующей началу порога хладноломкости (рис. 2.16, *а*, точка *1*), концу порога хладноломкости (рис. 2.16, *а*, точка *3*) и по заданному значению ударной вязкости KC_2 (рис. 2.16, *а*, точка *2*).

Критическую температуру хрупкости можно определить и другим способом — по характеру строения излома. Вязкий излом имеет волокнистое, а хрупкий — кристаллическое строение. При переходе из вязкого состояния в хрупкое доля волокнистого строения в изломе уменьшается, а кристаллического — увеличивается. Изменение доли волокнистого строения при температурах хладноломкости также имеет вид порога. За критическую температуру хрупкости принимают температуру, соответствующую равным долям волокнистого и кристалличе-

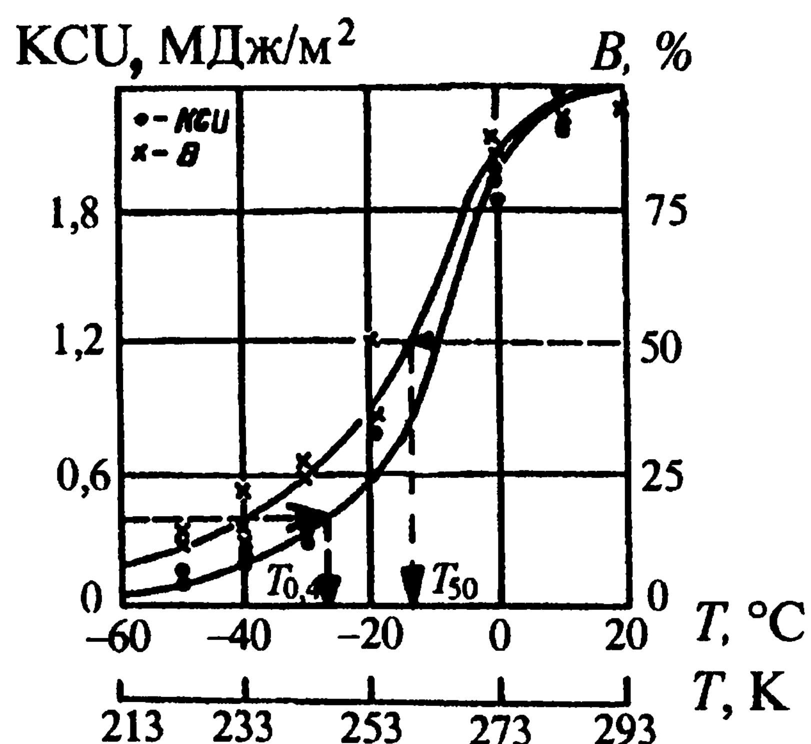


Рис. 2.17. Определение критических температур хрупкости $T_{0,4}$ (по KCU = 0,4 МДж/м^2) и T_{50} (по B = 50%) для стали 20

ского изломов. На рис. 2.16, *б* доля волокнистого излома обозначена через B и оценивается в процентах. Для определения $T_{кр}$ на пороге хладноломкости находят точку, соответствующую $B = 50\%$, опускают перпендикуляр на ось температур и находят $T_{кр}$. Пример определения критических температур хрупкости $T_{0,4}$ и T_{50} для стали 20 приведен на рис. 2.17.

2.5. Механические свойства, определяемые при циклическом нагружении

2.5.1. Испытания на усталость

Большинство разрушений деталей и конструкций при эксплуатации происходит в результате циклического нагружения. Металл, подверженный такому нагружению, может разрушаться при более низких напряжениях, чем при однократном плавном нагружении.

Процесс постепенного накопления повреждений в материале при действии циклических нагрузок, приводящий к образованию трещин и разрушению, называют *усталостью*. Свойство материалов противостоять усталости называют *выносливостью*.

На рис. 2.18 приведена типичная схема испытаний на усталость с соответствующими циклами напряжений. Согласно схеме, циклическое нагружение осуществляется подвешенным неподвижным грузом при вращении консольно закрепленного образца (рис. 2.18, *а*). Цикл напряжений — это совокупность переменных значений напряжений за один период T их изменения. За максимальное напряжение цикла σ_{max} принимают наибольшее по алгебраической величине напряжение, а за минимальное σ_{min} — наименьшее по

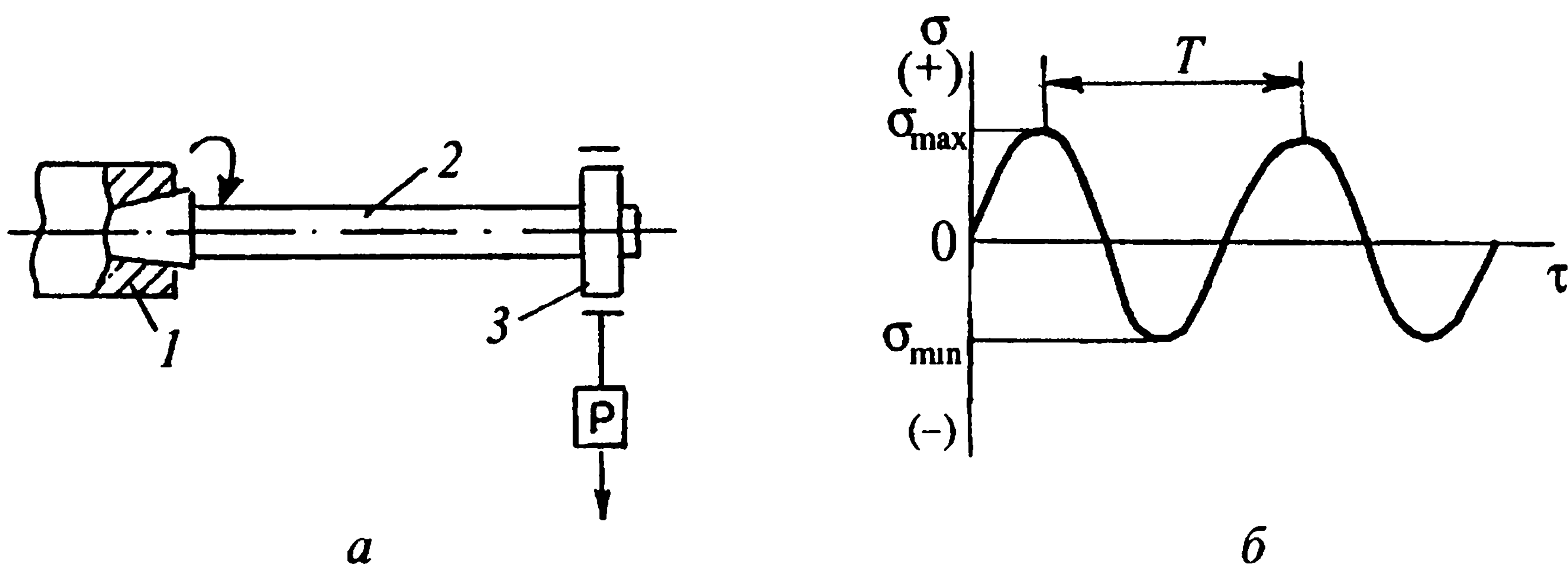


Рис. 2.18. Пример испытаний на усталость:
а — схема нагружения образца (*1* — вращающийся шпиндель; *2* — образец, *3* — нагружающий подшипник); *б* — циклическое изменение напряжения σ в образце

алгебраической величине напряжение. Цикл характеризуется коэффициентом асимметрии $R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max}$. Если $|\sigma_{min}| = |\sigma_{max}|$, то R = –1 и цикл в этом случае называют симметричным (рис. 2.18, *б*). Если $|\sigma_{min}| \neq |\sigma_{max}|$, то цикл называют асимметричным.

Сопротивление усталости характеризуется *пределом выносливости* σ_R, под которым понимают максимальное напряжение, которое не вызывает разрушения образца при любом числе циклов (физический предел выносливости) или заданном числе циклов (ограниченный предел выносливости). Предел выносливости при симметричном цикле обозначается σ_{-1}.

Методика проведения испытаний материалов на усталость регламентирована ГОСТ 25.502—79. Для определения предела выносливости испытывают не менее 15 образцов. Каждый образец испытывают только на одном уровне напряжений — до разрушения или до базового числа циклов. По результатам испытаний отдельных образцов строят диаграммы усталости в координатах максимальное напряжение — число циклов (рис. 2.19, *а*). Иногда диаграммы усталости строят в полулогарифмических или логарифмических координатах (рис. 2.19, *б*).

Переход кривой усталости в горизонталь наблюдается обычно на сталях после 10^7 циклов нагружения. Для цветных сплавов это значение составляет обычно 10^8 циклов нагружения. Ордината, соответствующая постоянному значению σ_{max}, является физическим пределом выносливости. Но могут быть случаи, когда и после указанного числа циклов кривая усталости не переходит в горизонталь, а продолжает снижаться. Тогда $N = 10^7$ для сталей и $N = 10^8$ для цветных сплавов принимают за базу испытаний и при указанных числах циклов определяют ограниченный предел выносливости.

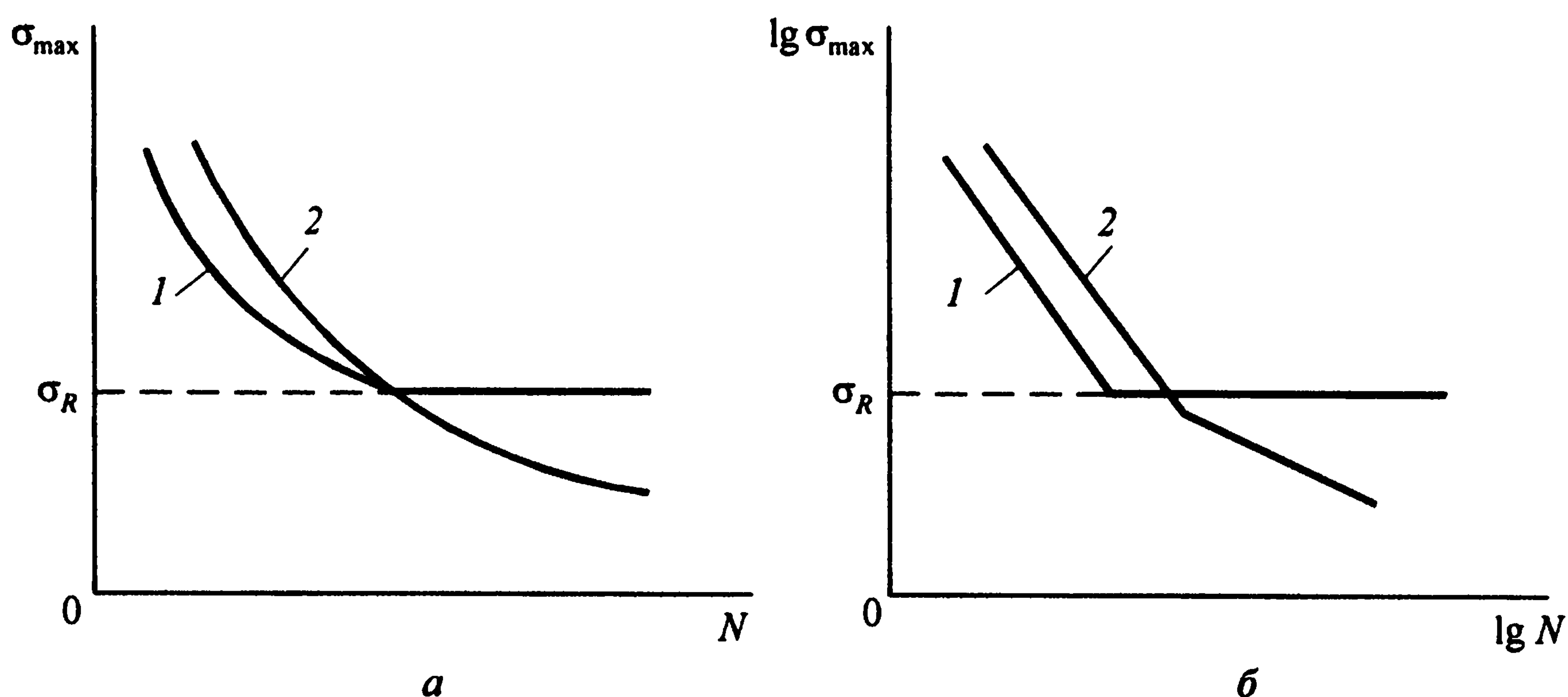


Рис. 2.19. Диаграмма усталости в различных координатах для материалов, имеющих (*1*) и не имеющих (*2*) физического предела выносливости

Изложенная выше методика испытания материалов относится к испытаниям на многоцикловую усталость, когда используются большая база испытаний (до 10^7—10^8 циклов) и высокая частота нагружения (до 300 Гц). Однако в технике имеют место испытания и на малоцикловую усталость, отражающие условия эксплуатации конструкций, подвергающихся воздействию сравнительно редких, но значительных по величине циклических нагрузок. Испытания на малоцикловую усталость проводятся при сравнительно малой частоте нагружения (3—5 Гц) на базе, не превышающей $5 \cdot 10^4$ циклов.

2.5.2. Разрушение при усталости

Разрушение материалов при усталости отличается от разрушения при однократных нагрузках. Оно характеризуется отсутствием в изломе внешних признаков пластической деформации, т. е. в целом усталостный излом имеет характер хрупкого излома. Однако в микрообъемах и тонких слоях сечения нагруженного образца имеет место пластическая деформация, приводящая к зарождению трещин, которые, постепенно развиваясь и распространяясь, доводят материал до окончательного разрушения. При усталостном нагружении начало пластической деформации, обусловленное движением дислокаций, может иметь место при напряжениях меньше предела текучести. При увеличении числа циклов нагружения растет плотность дислокаций, прежде всего в поверхностных слоях. Тонкие линии скольжения на поверхности превращаются в характерные полосы, профиль которых состоит из выступов и впадин. Глубина впадин в зависимости от времени испытания может достигать 10—30 мкм. При образовании устойчивых полос скольжения наблюдается чередование областей с высокой и низкой плотностью дислокаций.

Зарождение усталостных трещин начинается в поверхностных впадинах. Один из возможных механизмов образования выступов и впадин связан с круговым движением винтовых дислокаций. Винтовая дислокация может перемещаться из одной плоскости в другую по замкнутому контуру за счет поперечного скольжения. В результате дислокация выходит на поверхность, где впоследствии формируются выступы и впадины.

Зарождение микротрещин при циклическом нагружении происходит на начальной стадии испытания. Микротрещина может зарождаться за счет притока вакансий и последующего возникновения и слияния микропор. В образце может возникнуть множество микротрещин. Однако развиваются не все, а только те, которые имеют наиболее острую вершину и наиболее благоприятно расположены по отношению к действующим напряжениям. Самая длинная, острая и глубокая трещина, распространяясь по сечению образца, доводит его до окончательного разрушения. Для усталостного излома образца характерно наличие зоны прогрессивно растущей трещины и зоны окон-

чательного излома (рис. 2.20). В зоне прогрессивно растущей трещины можно наблюдать полосы в виде изогнутых линий (рис. 2.20). Полосы возникают за счет рывков и задержек движения трещины вследствие упрочнения металла у ее основания и расширения ее фронта.

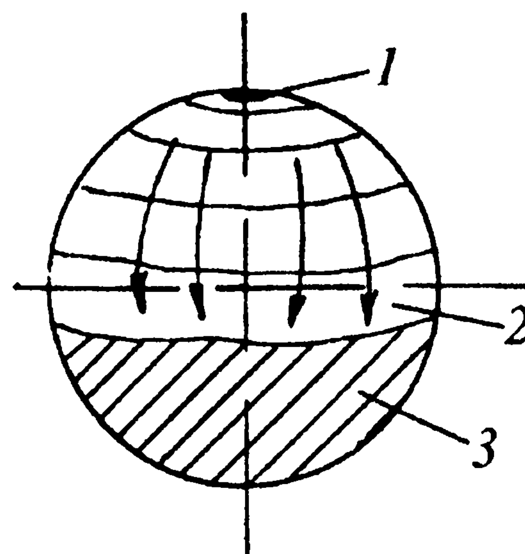


Рис. 2.20. Схема зарождения и развития трещины при переменном изгибе круглого образца:
1 — зарождение трещины, *2* — продвижение полос в изломе, *3* — зона окончательного излома

На процесс разрушения при циклических нагрузках существенное влияние оказывают концентраторы напряжений. Концентраторы напряжений могут быть конструктивными (резкие переходы от сечения к сечению), технологическими (царапины, трещины, риски от резца), металлургическими (поры, раковины, неметаллические включения). Независимо от своего происхождения концентраторы напряжений в той или иной степени снижают предел выносливости при одном и том же уровне переменных напряжений. Для оценки влияния концентратора напряжений на усталость испытывают гладкие и надрезанные образцы при симметричном цикле напряжений. Надрез на образце выполняется в виде острой круговой выточки. Отношение предела выносливости, определенного на гладких образцах σ_{-1}, к пределу выносливости, определенному на надрезанных образцах $\sigma_{-1н}$, называют *эффективным коэффициентом концентрации напряжений* K_σ :

$$K_\sigma = \sigma_{-1}/\sigma_{-1н}.$$

2.6. Безобразцовый метод определения механических свойств

Безобразцовый метод основан на инденторных испытаниях материалов, в результате которых определяют специальные характеристики твердости и пересчитывают их на показатели других механических свойств. Главное его достоинство заключается в возможности ускоренной оценки механических характеристик металла готовых изделий, не выводя их из строя и не вырезая из них образцов. Поэтому этот метод получил название безобразцового метода определения механических свойств.

Безобразцовый метод, как более экономичный и простой, представляет большой научный и практический интерес в области исследования, контроля и диагностики качества металла. В некоторых случаях безобразцовый метод

является пока единственно пригодным для оценки механических свойств малых объемов или локальных зон обработанного металла (упрочненный слой, сварные соединения и др.). Этот метод особенно эффективен при оценке остаточного ресурса оборудования, пробывшего длительное время в эксплуатации и выработавшего свой расчетный срок службы.

2.6.1. Физико-механическая основа метода

Диаграммы вдавливания индентора. Исходная информация для оценки механических свойств металла безобразцовым методом содержится в диаграмме вдавливания индентора. Диаграмма вдавливания может быть представлена в координатах нагрузка вдавливания — геометрический параметр отпечатка (первичная диаграмма) или в координатах контактное напряжение — контактная деформация. Геометрическим параметром отпечатка может являться его диаметр или глубина. На рис. 2.21 представлены первичные диаграммы вдавливания сферического индентора в координатах нагрузка вдавливания — диаметр остаточного отпечатка. Эти диаграммы получены в области пластической деформации при ступенчатом вдавливании сферического индентора диаметром D с разгрузкой на каждой ступени нагружения с целью измерения диаметра остаточного отпечатка.

Взаимосвязь нагрузки вдавливании P и диаметра остаточного отпечатка d можно аппроксимировать степенной зависимостью, которую установил Е. Мейер:

$$P = ad^n, \tag{2.5}$$

где a, n — постоянные коэффициенты для данного материала, причем a зависит от D, а n — нет.

На практике удобно пользоваться параметром $A = aD^{n-2}$, который является константой материала и не зависит от D.

Коэффициент n характеризует деформационное упрочнение материала и может быть определен по результатам двух вдавливаний индентора при постоянном D:

$$n = \frac{\ln(P_1/P_2)}{\ln(d_1/d_2)}, \tag{2.6}$$

где P_1, P_2 и d_1, d_2 — соответственно нагрузки вдавливания и диаметры

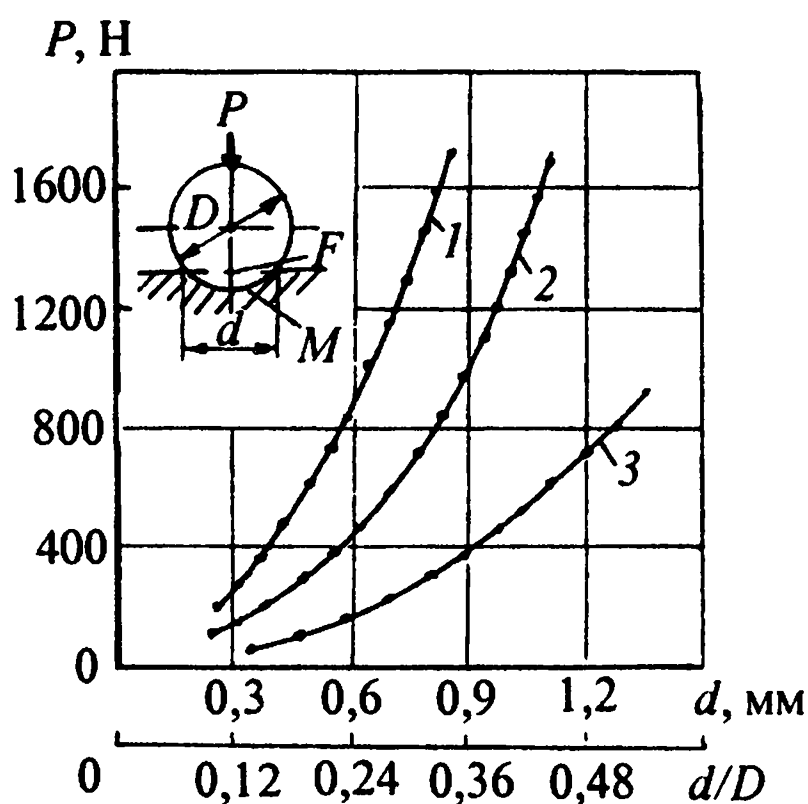


Рис. 2.21. Первичные диаграммы ступенчатого вдавливания сферического индентора (D = 2,5 мм). Материалы: 1 — 35ХВФЮА, 2 — ЭП184, 3 — АМг2

остаточных отпечатков, полученных при этих нагрузках.

Учитывая, что $P = ad^n$ и $A = aD^{n-2}$, можно получить

$$A = (P/D^2)(d/D)^{-n}. \quad (2.7)$$

В уравнение (2.7) входит отношение P/D^2, которое регламентировано ГОСТ 9012—59 при определении твердости по Бринеллю (НВ). Таким образом, определяя A, можно одновременно определить и НВ, если одно из двух вдавливаний индентора произвести под нагрузкой P, соответствующей выбранному отношению P/D^2.

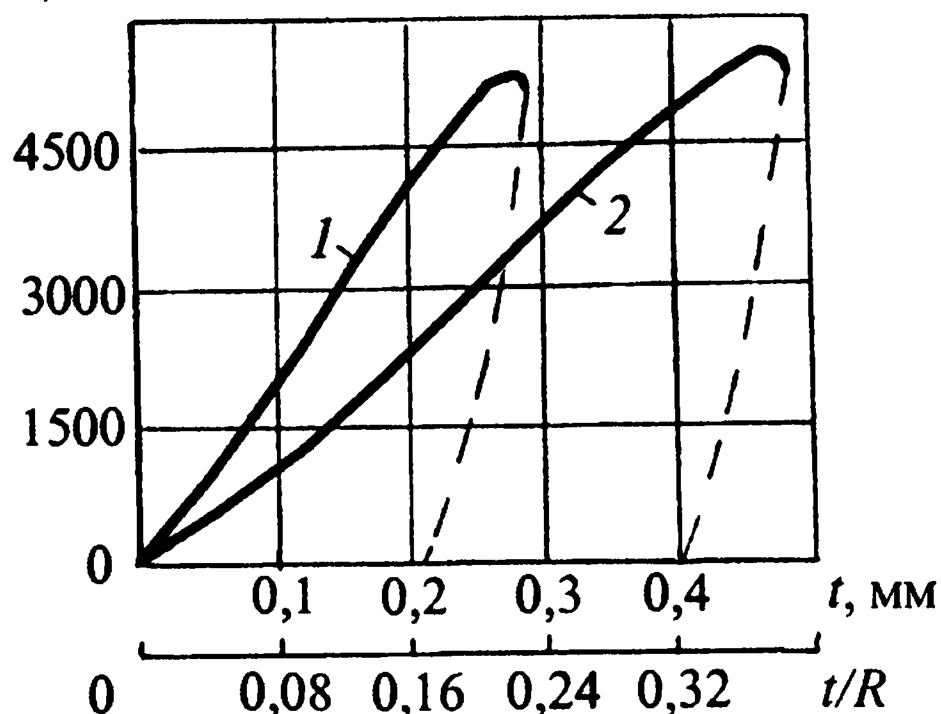


Рис. 2.22. Первичные диаграммы непрерывного вдавливания сферического индентора (D = 2,5 мм). Материалы:
1 — 20Х13; *2* — 12Х18Н10Т

Первичные диаграммы вдавливания можно зарегистрировать и при непрерывном нагружении индентора в координатах нагрузка P — глубина внедрения индентора t. Такие диаграммы дают более полную информацию о поведении материала в упругой и упругопластической областях деформирования, чем диаграммы при ступенчатом вдавливании индентора. На рис.2.22 представлены диаграммы вдавливания в координатах P — t для двух марок стали. Эти диаграммы зарегистрированы при вдавливании сферического индентора диаметром $D = 2{,}5$ мм на специальном автоматическом приборе, позволяющем непрерывно измерять текущие значения P и t путем передачи электрических сигналов датчиков нагрузки и перемещений от измерительного узла через средства сопряжения в ЭВМ. Сплошные линии диаграмм соответствуют нагружению, а штриховые — разгружению индентора. За пределами начальной упругой деформации (участок этой деформации на рассматриваемой диаграмме незначителен и им можно пренебречь) зависимость P от t можно также аппроксимировать степенным уравнением, аналогичным уравнению Е. Мейера (2.5):

$$P = a_1 t^{n_1}.$$

Коэффициент n_1 характеризует способность материала к деформационному упрочнению. В данном случае удобно пользоваться параметром $A_1 = a_1(D/2)^{n_1-2}$, который является константой материала и не зависит от D. При непрерывном вдавливании индентора параметры a_1, n_1, A_1 могут быть определены в автоматизированном режиме при взаимодействии испытательного прибора с ЭВМ.



Рис. 2.23. Распределение пластической деформации $\psi_{вд}$ по поверхности восстановленного отпечатка (D = 34,85 мм; d/D = 0,45; материал — техническое железо)

По первичным диаграммам вдавливания, например, в координатах P — d можно получить диаграммы вдавливания в координатах средние контактные напряжения — средние контактные деформации. Среднее контактное напряжение можно оценить по способу Бринелля (HB), как отношение нагрузки P к поверхности отпечатка M на каждой ступени нагружения [см. уравнение (2.2)] или по способу Мейера (HM), как отношение нагрузки P к площади проекции поверхности отпечатка F (см. рис. 2.21):

$$\mathrm{HM} = \frac{P}{F} = \frac{4P}{\pi d^2}.$$

Среднюю контактную деформацию при вдавливании на каждой ступени нагружения можно оценить по способу М. П. Марковца (см. рис. 2.21):

$$\psi_{вд} = \frac{M - F}{M} 100 = \frac{1}{2}\left[1 - \sqrt{1 - (d/D)^2}\right] 100. \quad (2.8)$$

При вдавливании индентора, как и при растяжении образца, вначале возникает упругая деформация в испытуемом материале, которая исчезает после снятия нагрузки, а затем появляются первые признаки пластической деформации, формируется остаточный отпечаток, который уже не исчезает после снятия нагрузки. Возникновение и увеличение пластической деформации при вдавливании, так же как и при растяжении, связано с образованием и перемещением дислокаций, плотность которых возрастает по мере увеличения нагрузки на индентор и диаметра отпечатка. Пластическая деформация по поверхности отпечатка распределена неравномерно; максимум деформации сдвинут к краю отпечатка. На рис. 2.23 представлено распределение пластической деформации $\psi_{вд}$ по поверхности отпечатка, выявленное методом делительных сеток, а на рис. 2.24 — распределение



Рис. 2.24. Распределение плотности дислокаций ρ по поверхности восстановленного отпечатка (D = 10 мм; d/D = 0,09; материал — монокристалл молибдена)

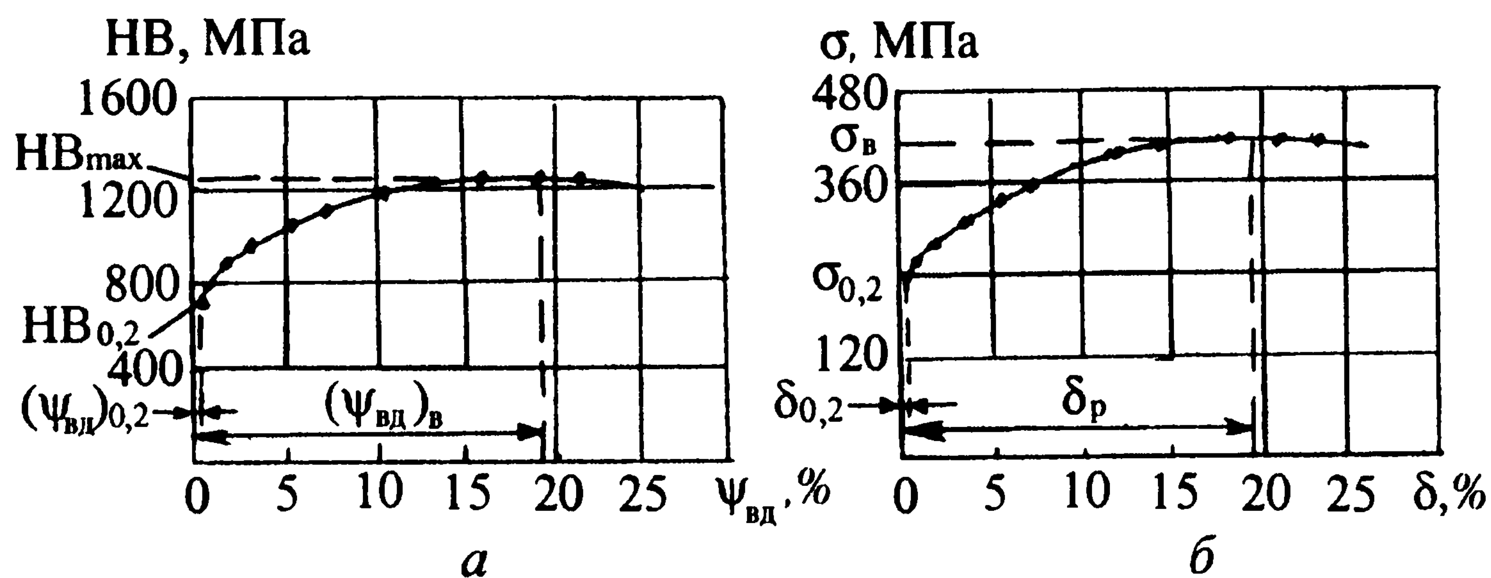


Рис. 2.25. Диаграммы вдавливания (*а*) и растяжения (*б*) стали 20 в области пластической (остаточной) деформации

плотности дислокаций ρ, выявленное методом избирательного травления. Как видно из рис. 2.23 и 2.24, наблюдается качественно сходная картина распределения пластической деформации и плотности дислокаций по поверхности отпечатка, что подтверждает общие дислокационные представления об образовании и развитии пластической деформации при нагружении материала.

Располагая способами оценки средних контактных напряжений и деформаций при вдавливании индентора, можно получить диаграмму вдавливания в координатах напряжения — деформации. На рис. 2.25, *а* представлена диаграмма вдавливания в координатах HB — $\psi_{вд}$ углеродистой стали 20, полученная по значениям остаточного (восстановленного) диаметра отпечатка на каждой ступени нагружения сферического индентора. На рис. 2.25, *б* показана условная диаграмма растяжения в координатах σ — δ этой же стали, полученная по значениям остаточного удлинения*. Между рассматриваемыми диаграммами вдавливания и растяжения наблюдается явная аналогия. На диаграмме вдавливания напряжения $HB_т$ или $HB_{0,2}$ (твердость на пределе текучести), HB_{max} (максимальная твердость или твердость на пределе прочности) соответствуют пределу текучести $\sigma_т$ или $\sigma_{0,2}$ и временному сопротивлению $\sigma_в$ диаграммы растяжения. А остаточные деформации $(\psi_{вд})_{0,2}$ и $(\psi_{вд})_в$ при вдавливании соответствуют остаточным деформациям $\delta_{0,2}$ и $\delta_р$ при растяжении. Наличие на диаграммах вдавливания таких же характерных точек, что и на диаграммах растяжения, физически оправдывает возможность оценки показателей механических свойств при растяжении по характеристикам твердости.

---

* Значения остаточного удлинения δ в каждой точке диаграммы растяжения можно определить по машинной диаграмме (см. рис. 2.8), проводя наклонные прямые линии, параллельные прямолинейному упругому участку диаграммы.

2.6.2. Определение показателей прочности

Различают два вида пределов текучести материалов (см. § 2.3.1) — физический $\sigma_т$, соответствующий площадке текучести, и условный $\sigma_{о,2}$, соответствующий остаточной деформации (0,2%) для материалов, у которых отсутствует площадка текучести. Однако экспериментально установлено, что площадка текучести начинается при достижении остаточной деформации, близкой к 0,2%. Поэтому для материалов, имеющих площадку текучести, величины пределов текучести практически не зависят от того, как они определяются — по площадке текучести или по остаточной деформации (0,2%). В связи с этим, с целью упрощения, во всех случаях безобразцовым методом определяют условный предел текучести $\sigma_{о,2}$ по твердости на пределе текучести $HB_{о,2}$. Твердость на пределе текучести $HB_{о,2}$ рассчитывается по формуле

$$HB_{о,2} = P_{о,2}/M_{о,2},$$

где $P_{о,2}$ — нагрузка на индентор, необходимая для остаточной деформации $(\psi_{вд})_{о,2}$; $M_{о,2}$ — площадь поверхности отпечатка, соответствующая нагрузке вдавливания $P_{о,2}$.

Из уравнения (2.8) следует, что деформация $(\psi)_{о,2} = 0{,}2\% = 0{,}002$ достигается при отношении $(d/D)_{о,2} = 0{,}09$. Следовательно, для определения $HB_{о,2}$ необходимо вдавливать сферический индентор до отпечатка $d_{о,2} = 0{,}09D$. Если, например, $D = 10$ мм, то $d_{о,2} = 0{,}9$ мм. Между $\sigma_{о,2}$ и $HB_{о,2}$ существует устойчивая корреляционная связь, которая может быть представлена степенным уравнением:

$$\sigma_{о,2} = bHB^{c}_{о,2}, \tag{2.9}$$

где b, c — постоянные коэффициенты для отдельных групп материалов. По уравнению (2.9) составлена таблица (см. ГОСТ 22762—77), в которой даны значения $\sigma_{о,2}$ в зависимости от $HB_{о,2}$ для конструкционных углеродистых, ферритно-мартенситных и перлитных сталей.

Анализ диаграмм вдавливания и растяжения показывает, что деформация, соответствующая максимуму диаграммы вдавливания $(\psi_{вд})_в$ и деформация, соответствующая максимуму диаграммы растяжения $\delta_р$, практически совпадают по своей величине. Это дает основание оценивать временное сопротивление (предел прочности) $\sigma_в$ по максимальной твердости по Бринеллю HB_{max} (твердости по Бринеллю на пределе прочности). В этом случае

взаимосвязь временного сопротивления и максимальной твердости по Бринеллю практически пропорциональна:

$$\sigma_в \cong 0{,}33\text{HB}_{max}. \qquad (2.10)$$

Наиболее точно HB_{max} можно определить по диаграмме вдавливания (рис. 2.25, *а*), но построение такой диаграммы представляет собой довольно трудоемкий процесс. Вместе с тем с достаточной для практики точностью HB_{max} можно определить по результатам всего лишь двух вдавливаний индентора под разными нагрузками. В этом случае вначале необходимо определить параметры *n* и *A* по уравнениям (2.6) и (2.7), а затем подсчитать значение HB_{max} по следующей формуле:

$$\text{HB}_{max} = \frac{2}{\pi} A n^{n/2} (n-2)^{(n-2)/2} (n-1)^{(1-n)}.$$

Однако для многих материалов, применяемых в машиностроении, значения твердости по Бринеллю (HB) незначительно отличаются от значений максимальной твердости по Бринеллю (HB_{max}). Поэтому для приближенной ускоренной оценки $\sigma_в$ таких материалов можно ограничиться определением только лишь HB и использовать формулу (2.10), заменив в ней HB_{max} на HB. Для более точной оценки $\sigma_в$ по HB необходима статистическая обработка большого числа экспериментальных данных для отдельных групп материалов. На основе такой обработки для конструкционных углеродистых, ферритно-мартенситных и перлитных сталей получена устойчивая корреляционная связь между $\sigma_в$ и HB (см. ГОСТ 22761—77).

2.6.3. Применение метода

Безобразцовый метод контроля механических свойств эффективно применяется в энергетике, машиностроении, нефтехимии. Этот метод может быть использован и в других областях промышленности, где необходим контроль механических свойств металла в процессе изготовления и эксплуатации продукции.

Безобразцовое определение механических свойств металла непосредственно в изделии можно осуществить в цеховых условиях с помощью переносных приборов. На рис. 2.26 представлен общий вид переносного прибора МЭИ-Т7. Прибор состоит из двух узлов: испытательной головки и стола (переносного или лабораторного). Подвижная часть испытательной головки включает в себя корпус *13* и ползун *14* и может перемещаться по стойке *3*. В корпусе головки расположен силоизмерительный механизм, состоящий из

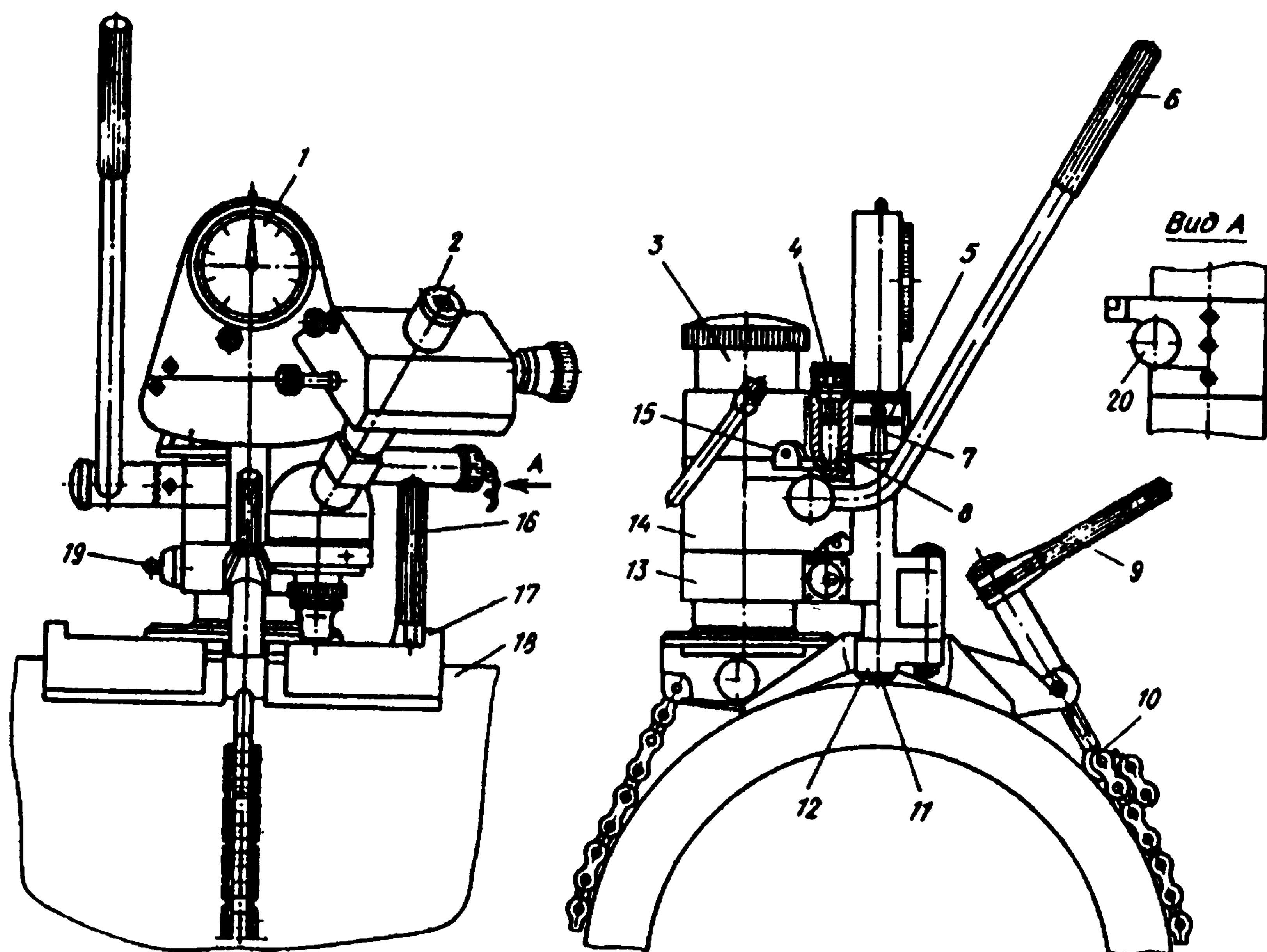


Рис. 2.26. Общий вид переносного прибора МЭИ-Т7, закрепленного на трубопроводе

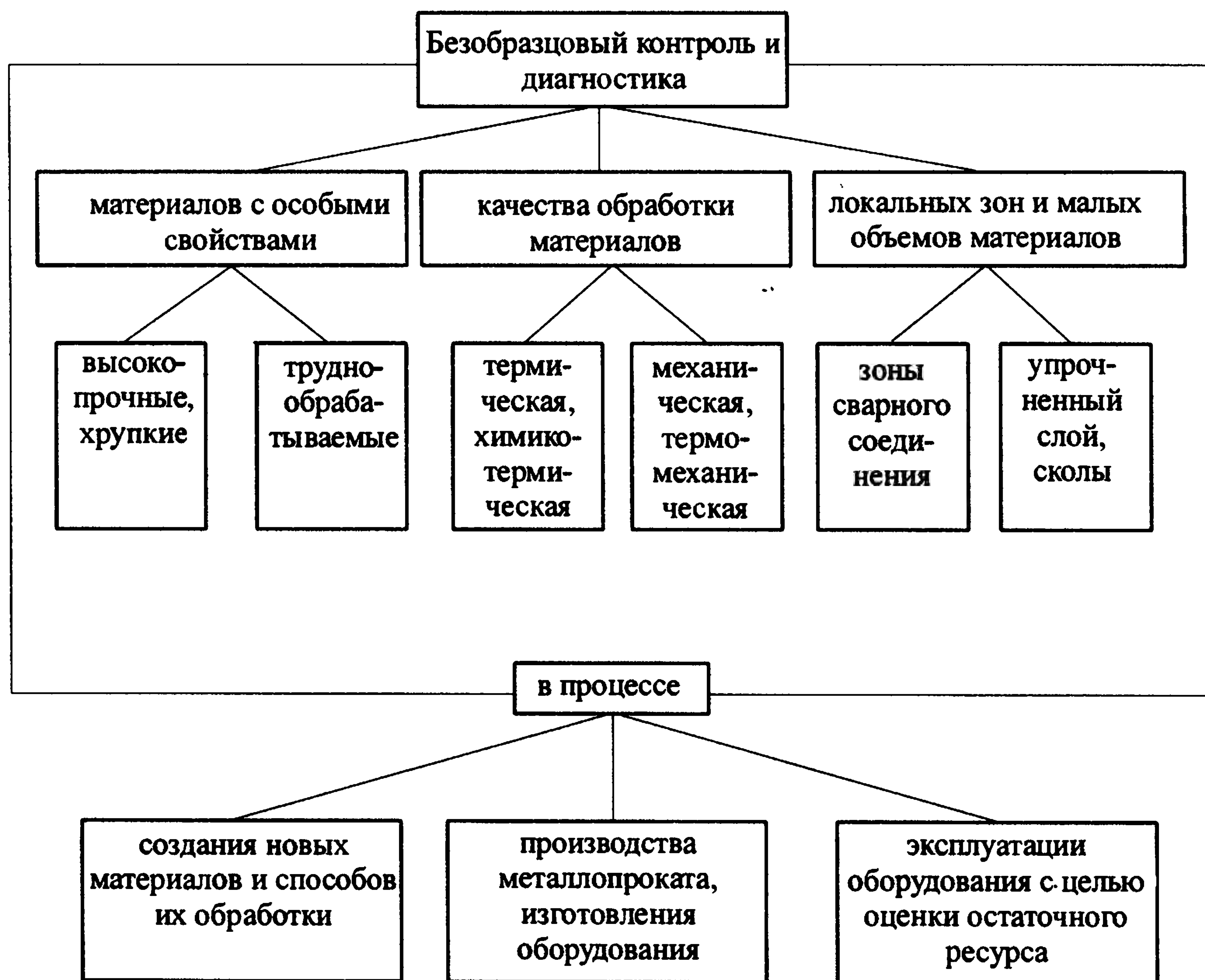
плоской пружины *5*, штока *7* и индикатора *1*. Шток нижним концом упирается в один из инденторов *11*, вмонтированных в державку *12*. Для измерения диаметра отпечатка на корпусе закреплен микроскоп *2*. Подсветка микроскопа осуществляется с помощью батареек, расположенных в полости стойки *3*, и тумблера *19*. Нагружающий механизм испытательной головки включает в себя зубчатую рейку, закрепленную на стойке *3*, вал-шестерню *20*, расположенный в ползуне *14*, и рукоятку *6*. Ползун *14* соединен с корпусом *13* фиксатором *8*. Подъем фиксатора из гнезда ограничителя поворота *15*, закрепленного на ползуне *14*, осуществляется рычагом *4*. В результате этого корпус и ползун разъединяются и головка поворачивается относительно стойки. Испытательная головка закрепляется на переносном столе *17* и перемещается относительно последнего с помощью рычага хода *16*, что позволяет при одном закреплении прибора на изделии *18* при помощи втулочно-роликовой цепи *10* и натяжного устройства *9* производить несколько измерений.

Прибором МЭИ-Т7 можно определять показатели механических свойств металла трубопроводов, проката различного профиля, сосудов и другого оборудования без вырезки из них образцов. Области эффективного применения безобразцового метода (схема 2.1) могут быть самыми различными, но особенно он необходим в том случае, когда определение механиче-

ских свойств металла традиционными методами, предусматривающими вырезку образцов, или слишком сложно, или невозможно.

Безобразцовый метод, основанный на непрерывном вдавливании индентора, легко поддается автоматизации, что открывает возможность дистанционному контролю механических свойств. К настоящему времени уже имеется положительный опыт дистанционного контроля механических свойств металла корпуса атомного реактора после восстановительной термической обработки.

Схема 2.1. **Области эффективного применения безобразцового экспресс-контроля и диагностики механических свойств конструкционных материалов**



Контрольные вопросы

1. Под действием каких факторов возникают напряжения в материалах?
2. В чем состоит различие упругой и пластической деформации?
3. Назовите виды разрушения материалов и чем они характеризуются? Роль дислокаций в образовании микротрещин.
4. Для чего необходимо знать количественные показатели механических свойств материалов?

5. Какие показатели механических свойств характеризуют прочность и пластичность материалов при их растяжении? Как они определяются, обозначаются и в каких единицах выражаются?
6. Что такое твердость материалов? Как определяется и обозначается твердость, измеренная методами Бринелля, Виккерса и Роквелла?
7. Что такое ударная вязкость материалов? Как она определяется, обозначается и в каких единицах выражается?
8. Что такое порог хладноломкости и критическая температура хрупкости материалов? Как определяется критическая температура хрупкости?
9. Что называется трещиностойкостью материалов и какой показатель может являться ее количественной характеристикой?
10. Что такое усталость и выносливость материалов? Дайте определение предела выносливости.
11. На чем основан безобразцовый метод определения механических свойств материалов? Преимущества и возможности этого метода.

Глава 3. Основы теории сплавов

Дислокационная структура наряду с фазовым составом является важнейшим фактором, предопределяющим прочностные и другие свойства создаваемых металлических материалов. В связи с этим большой теоретический и практический интерес представляют все этапы научно-производственной деятельности, от которых зависит формирование в конструкционных материалах необходимой дислокационной структуры.

Создание металлических сплавов является первым и наиболее ответственным этапом, во время которого в конструкционный материал должны быть заложены важнейшие предпосылки для формирования оптимальной дислокационной структуры и хорошего металлургического качества на всех последующих этапах.

3.1. Понятие о металлических сплавах

Сплавы — сложные вещества, получаемые сплавлением или спеканием двух или нескольких простых веществ, называемых компонентами. (При сплавлении компоненты доводят до плавления, а при спекании их порошки смешивают и подвергают давлению при высокой температуре.)

Сплав считается металлическим, если его основу (свыше 50% по массе) составляют металлические компоненты. Металлические сплавы обладают

более высокими прочностными и другими механическими свойствами по сравнению с чистыми металлами. По этой причине они получили широкое применение в качестве конструкционных материалов.

В данной главе рассматриваются особенности строения и свойств двойных, или двухкомпонентных, сплавов. Полученные при этом знания и представления послужат теоретической основой для уяснения природы и специфики свойств сплавов, состоящих из трех и большего числа компонентов. Этому благоприятствует то обстоятельство, что основу большинства многокомпонентных сплавов, как правило, составляет какой-нибудь двойной сплав. Например, основу легированных сталей составляет сплав железа с углеродом. Основа всех многокомпонентных цветных сплавов (латуней, бронз, титановых и других сплавов), как правило, состоит из двух главных компонентов.

3.2. Виды двойных сплавов

В зависимости от природы сплавляемых компонентов они, взаимодействуя друг с другом, могут образовать различные по строению и свойствам продукты. Характер взаимодействия компонентов при сплавлении зависит от их положения в таблице Д. И. Менделеева, особенностей строения электронных оболочек их атомов, типов и параметров их кристаллических решеток, соотношения температур их плавления, их атомных диаметров и других факторов.

В зависимости от преобладания тех или иных перечисленных факторов компоненты при сплавлении могут образовывать: смеси своих зерен с пренебрежимо ничтожной взаимной растворимостью; неограниченно или частично растворяться друг в друге; образовывать химические соединения.

Смеси состоят из практически чистых зерен обоих компонентов, сохраняющих присущие им типы кристаллических решеток и прочностные свойства (см. рис. 3.2, *б*).

При растворении компонентов друг в друге образуются твердые растворы. Получающийся при этом продукт представляет собой зерна, кристаллическая решетка которых построена из атомов обоих компонентов.

Если атомы растворимого компонента замещают в узлах решетки атомы компонента-растворителя, то образующийся раствор называется твердым раствором замещения (рис. 3.1, *а*). Такие растворы образуют компоненты с

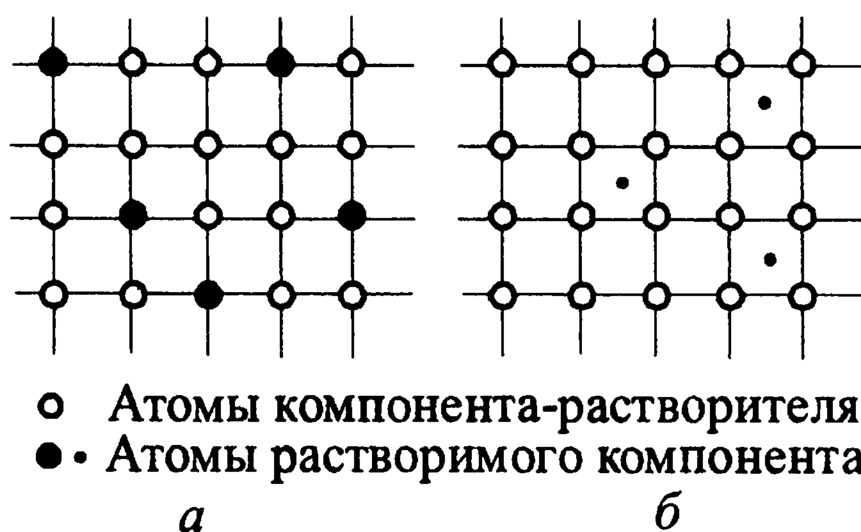


Рис. 3.1. Виды твердых растворов:
а — замещения, *б* — внедрения

аналогичными типами кристаллических решеток при небольшой разнице их параметров.

Если растворимый компонент имеет очень малый атомный диаметр, то образуется твердый раствор внедрения (рис. 3.1, *б*). В этом случае энергозатраты на образование раствора оказываются меньшими, так как атомы растворимого компонента (например, углерода в железе) размещаются в междоузлии ячейки кристаллической решетки растворителя, не вытесняя атомов растворителя из узлов решетки.

Компоненты с неограниченной растворимостью образуют только растворы замещения. Ограниченная растворимость наблюдается как у твердых растворов замещения, так и у растворов внедрения.

При ограниченной растворимости компонентов за пределами их растворимости образуются или смеси зерен ограниченных твердых растворов обоих компонентов друг в друге (например, компонента А в В и компонента В в А), или смеси зерен ограниченного раствора и химического соединения компонентов.

В твердых растворах замещения преобладающей связью между атомами является металлическая. В растворах внедрения вместе с металлической может возникать и ковалентная связь. Например, каждый атом углерода, растворенный в ОЦК решетке альфа-железа, два валентных электрона отдает на образование металлической связи, а два других — на образование ковалентных направленных трехцентровых (Fe—C—Fe)-связей с двумя ближайшими атомами железа. Ковалентная связь на порядок сильнее металлической. Особенности межатомных связей в зернах твердых растворов предопределяют их прочностные и другие свойства.

Образующиеся при сплавлении двух компонентов химические соединения имеют строго определенный состав. Они представляют собой зерна со специфической кристаллической решеткой, отличной от решеток обоих компонентов. Ячейки решеток химических соединений имеют сложное строение. Связь между атомами в них сильнее и жестче металлической. Поэтому они являются очень твердыми и хрупкими веществами. Существует несколько видов химических соединений, отличающихся спецификой строения и свойств, которые здесь рассматриваться не будут.

Если образующиеся в сплавах химические соединения оказываются стойкими веществами, не диссоциирующими при нагреве вплоть до температуры плавления, то их принято рассматривать в качестве самостоятельных компонентов, способных образовывать сплавы с компонентами сплава.

В связи с изложенным все существующие металлические сплавы можно разделить на четыре основных вида (рода): 1) смесь зерен компонентов; 2) неограниченные твердые растворы; 3) с ограниченной растворимостью компонентов; 4) с устойчивым химическим соединением.

3.3. Диаграммы состояния двойных сплавов и характер изменения свойств в зависимости от состава сплавов

Диаграммы состояния представляют собой график в координатах состав сплава — температура, на котором отражены продукты, образующиеся в результате взаимодействия компонентов сплава друг с другом в условиях термодинамического равновесия при различных температурах. Этими продуктами являются вещества, имеющие в зависимости от температуры и состава определенное агрегатное состояние, специфический характер строения и вполне определенные свойства. Их принято называть *фазами*. Причем фазой считается определенная часть системы, образованной компонентами сплава, которая во всех своих точках имеет одинаковые состав, строение и свойства.

Жидкая фаза представляет собой раствор расплавленных компонентов.

Твердые фазы являются зернами, имеющими определенную форму, размер, состав, специфику строения и свойства. Твердые фазы можно наблюдать в микроскоп. Это могут быть твердые растворы, химические соединения, а также зерна чистых компонентов, не образующих с другими компонентами ни твердых растворов, ни химических соединений.

Диаграмма состояния разделена линиями на области. Отдельные области могут состоять только из одной фазы, а некоторые — из двух, имеющих разные составы, строение и свойства. Анализируя диаграмму состояния, можно составить представление о специфике свойств сплавов данной системы компонентов и характере их изменения в зависимости от состава, а также о возможности термической обработки сплавов и температуре нагрева для ее проведения.

В диаграммах состояния содержится информация, необходимая для создания и обработки сплавов различного назначения. Ниже рассматриваются четыре основных типа (рода) диаграмм состояния.

Диаграмма состояния I рода. Правило отрезков. Данная диаграмма охватывает сплавы, компоненты которых образуют смеси своих практически чистых зерен при ничтожной взаимной растворимости (рис. 3.2). На оси абсцисс отложена процентная доля компонента В в сплаве.

Фазовое строение сплавов на диаграмме зависит от температуры. При термодинамическом воздействии компонентов друг на друга снижается температура их перехода в жидкое состояние, достигая некоторого минимума при определенном для каждой пары компонентов составе (рис. 3.2, точка *C*). Состав сплава можно определить, спроецировав точку *C* на ось абсцисс (точка B_3). Сплав двух компонентов, который плавится при минимальной температуре, называется *эвтектическим* или *эвтектикой*.

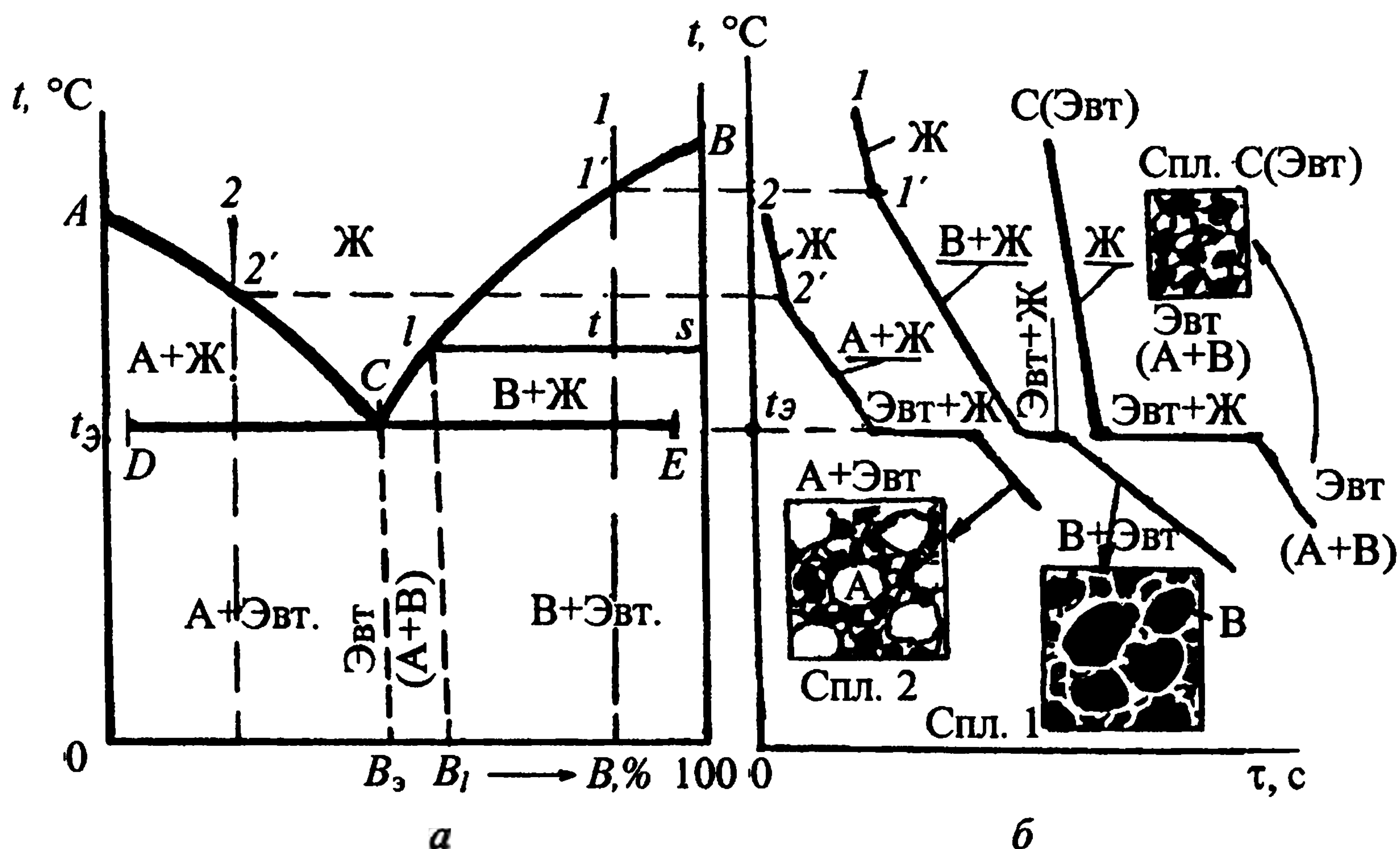


Рис. 3.2. Диаграмма состояния I рода (*а*) и схемы получающихся структур (*б*)

Эвтектика является равномерной смесью одновременно закристаллизовавшихся мелких зерен обоих компонентов. Температура, при которой одновременно плавятся или кристаллизуются оба компонента, называется *эвтектической температурой* $t_э$.

На диаграмме состояния температуры, выше которых сплавы находятся в жидком состоянии, лежат на линии *АСВ*, называемой линией ликвидуса (рис. 3.2, *а*) (от лат. «ликвидус» — жидкий, текучий).

Переход сплавов из жидкого состояния в твердое при кристаллизации происходит в интервале температур, лежащих между линией ликвидуса и эвтектической температурой, которой соответствует линия солидуса *DCE* (от лат. «солидус» — твердый). При этом из каждого сплава по мере снижения температуры в твердую фазу переходит вначале тот компонент, количество которого превышает эвтектическую концентрацию (см. рис. 3.2, *б*). Поэтому у сплавов левее точки $B_э$ двухфазная область *ACD* содержит избыточный компонент А и жидкую фазу Ж, а в заэвтектической области *ВСЕ* находятся соответственно твердая В и жидкая Ж фазы. В обоих случаях фаза Ж является жидким раствором обоих компонентов.

По мере снижения температуры и приближения ее к $t_э$ состав незакристаллизовавшейся фазы приближается к эвтектическому $B_э$ (рис. 3.2, точка *С*). При этом чем меньше сплав отличается по составу от эвтектического, тем ниже его точка ликвидуса и тем больше в нем затвердевает эвтектики.

Количественные изменения в сплавах данной системы компонентов (касающиеся состава твердой и жидкой фаз и их долей в единице массы любого сплава) при кристаллизации подчиняются правилу отрезков.

Воспользуемся этим правилом на примере затвердевания сплава *1* (рис. 3.2). Предположим, что нас интересуют составы и число фаз при произвольно взятой температуре, соответствующей изотерме *lts*.

При данной температуре состав жидкой фазы всех заэвтектических сплавов, включая и сплав *1*, будет одинаковым, равный значению B_l. Состав твердой фазы будет соответствовать 100% компонента В. Таким образом, при кристаллизации сплавов состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса от исходного до эвтектического. Масса твердой фазы при данной температуре определяется величиной отрезка *lt*, а жидкой — отрезка *ts*. Если массу всего сплава Q выразить через *ls*, то относительные доли твердой $Q_в$ и жидкой $Q_ж$ фаз можно представить в виде $Q_в/Q = lt/ls$ и $Q_ж/Q = ts/ls$. Пользуясь этими выражениями, можно вычислить и абсолютные массовые доли каждой из фаз при любой температуре.

В зависимости от состава все сплавы данной системы делятся на доэвтектические и заэвтектические. Доэвтектические сплавы содержат компонента А свыше $(100 - B_э)$%. В них он является избыточным компонентом. В заэвтектических сплавах избыточным является компонент В. В них его количество превышает $B_э$.

При температурах ниже линии солидуса фазовый состав всех сплавов рассматриваемой системы состоит из зерен обоих компонентов: А + В. Следует различать присутствующие в любом сплаве мелкие зерна А и В, составляющие эвтектику, и крупные зерна избыточных фаз — компонентов А или В соответственно в доэвтектических и заэвтектических сплавах [см. схемы структур на рис. 3.2, *б*, соответствующие кривым охлаждения сплавов 2, 1 и С (Эвт.)].

Для более точной оценки прочностных и других свойств затвердевших сплавов целесообразно учитывать наличие эвтектики в их структурно-фазовом составе (рис. 3.2, *б*). Так, структура доэвтектических сплавов состоит из А + Эвт (А + В) (см. сплав 2), а структура заэвтектических — из В + Эвт (А + В) (см. сплав 1), т. е. имеются крупные и мелкие одноименные зерна.

Количество каждой структурной составляющей, от которого зависят свойства сплава, может быть вычислено по правилу отрезков применительно к эвтектической температуре.

При оценке прочностных и других свойств следует иметь в виду, что та часть сплава, которая представлена эвтектикой, имеет более высокую прочность, чем часть, представленная более крупными зернами избыточной фазы. Характер зависимости прочности сплавов от их состава представлен на рис. 3.3, *а*. Здесь в верхней части изображена диаграмма состояний с указанием фазового состава, а под ней показан характер изменения прочности.

Если бы размер зерен у всех структурных составляющих сплавов был одинаков, то прочность изменялась бы строго по линейному закону (см. рис. 3.3, *а*, линия *АВ*). Такое изменение свойств обусловлено законом аддитивно-

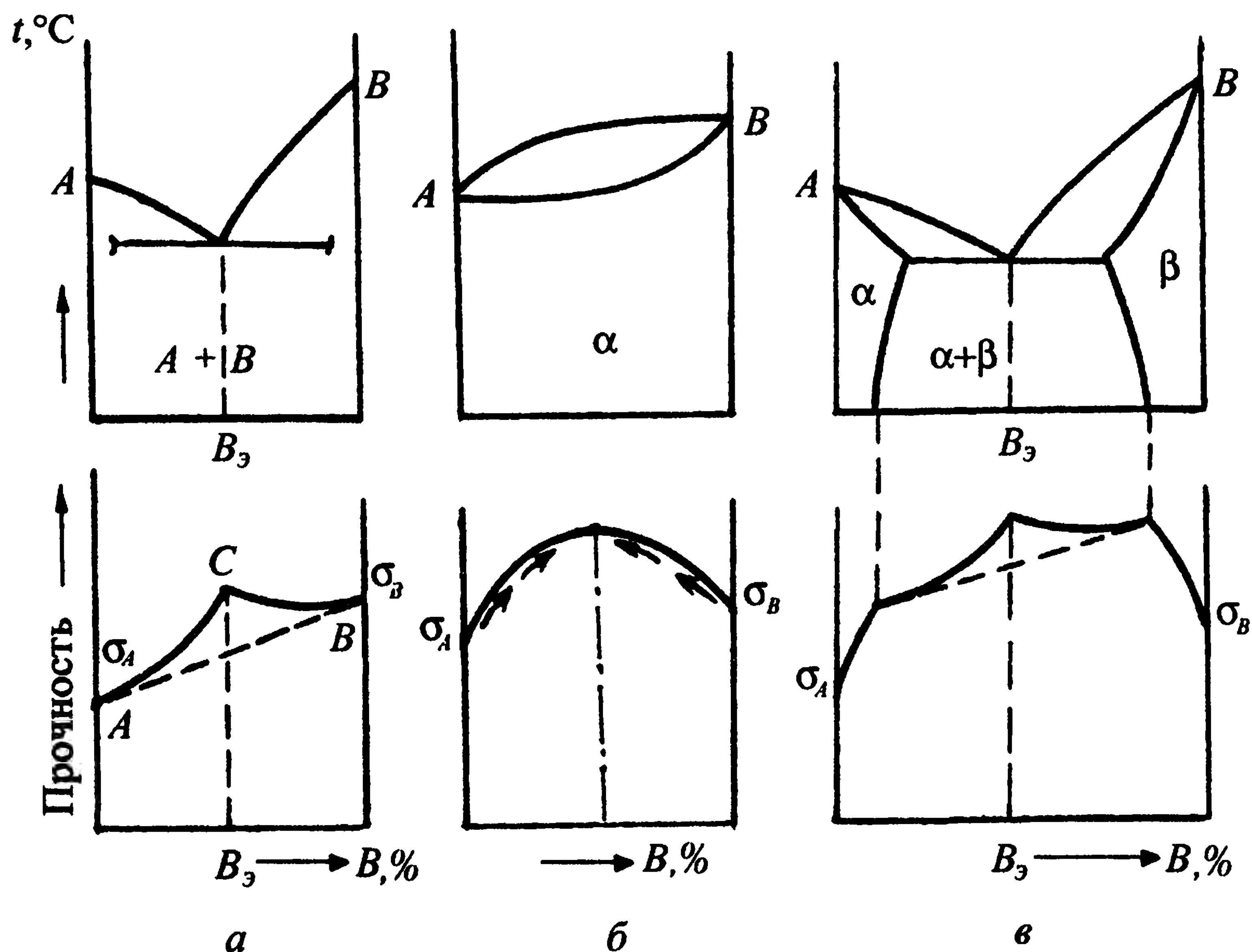


Рис. 3.3. Зависимость характера изменения прочности сплавов от рода диаграммы состояния

сти, согласно которому каждая из двух фаз вносит в суммарную прочность сплава часть своей прочности, соответствующую доле этой фазы в сплаве.

В связи с этим прочность любого сплава σ может быть вычислена по формуле $\sigma = \eta\sigma_A + (1 - \eta)\sigma_B$, где η — доля фазы А в структуре сплава; σ_A и σ_B — прочности фаз А и В.

Поскольку эвтектическая часть сплава обладает более высокой прочностью, фактическое изменение этого свойства будет происходить по кривой *ACB* (рис. 3.3, *а*).

Аналогично с учетом их характера и в зависимости от состава изменяются и другие свойства сплавов. Такой характер изменения свойств рассматриваемых сплавов под действием приложенной силы объясняется тем, что в данном случае полная реакция сплава на внешнее воздействие складывается из реакций зерен обеих фаз.

Диаграмма состояний II рода. Дендритная ликвация. При неограниченной растворимости компонентов друг в друге, имеющих одинаковые типы решеток и сходное строение наружных электронных оболочек, получают диаграммы II рода. На диаграмме можно различить три фазовые области (рис. 3.4, *а*).

1. Выше линии ликвидуса *ACB* находится область жидкой фазы Ж.

2. Под ней до линии солидуса *ADB* расположена двухфазная область α + Ж. Фаза α представляет собой твердый раствор компонентов А и В. Зерна этой

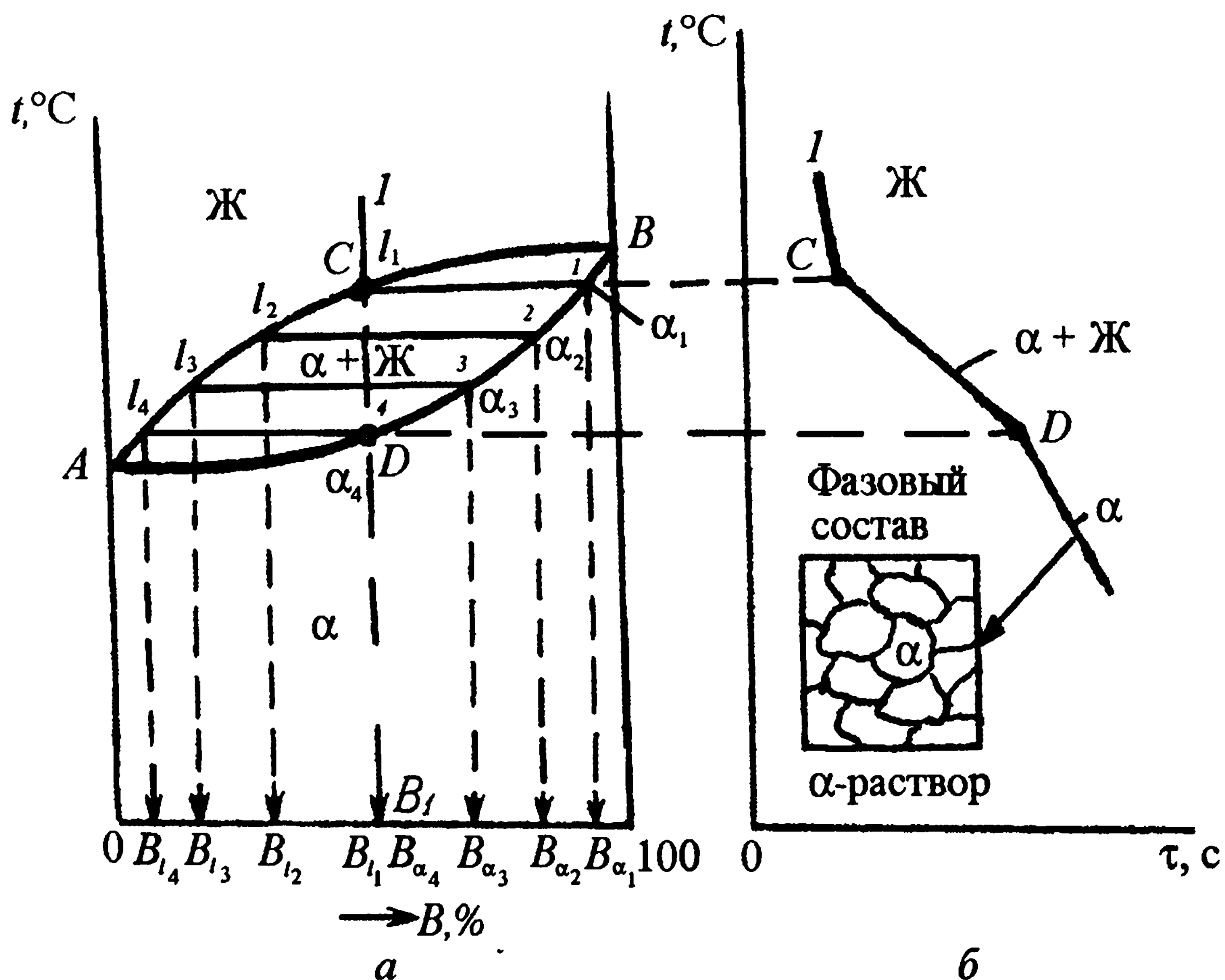


Рис. 3.4. Диаграмма состояния II рода (*а*); характер кристаллизации сплавов и схема их фазового строения (*б*)

фазы имеют единую кристаллическую решетку. Однако у сплавов разного состава число атомов компонентов А и В в элементарных ячейках решетки различно.

3. Область, расположенная под линией солидуса, является однофазной (фаза α).

В отличие от сплавов смесей зерен практически чистых компонентов каждый из затвердевших сплавов на рассматриваемой диаграмме состояния представляет собой совокупность внешне ничем не отличающихся друг от друга зерен фазы α (рис. 3.4, *б*).

Кристаллизация α-фаз в сплавах разного состава происходит в соответствии с правилом отрезков. Если проследить специфику кристаллизации какого-нибудь из сплавов, например сплава 1 (рис. 3.4), то согласно правилу отрезков в двухфазной области составы жидкой и твердой фаз в зависимости от температуры изменяются соответственно по линиям ликвидуса и солидуса (рис. 3.4, *а*, изотермы *1, 2, 3* и *4*). Составы жидкой фазы от точки l_1 до l_4 выражаются через $B_{l_1} = B_1$, B_{l_2}, B_{l_3} и B_{l_4}, а составы твердой фазы α изменяются от B_{α_1}, B_{α_2}, B_{α_3} до $B_{\alpha_4} = B_1$.

Количество сосуществующих при каждой из температур фаз α и Ж определяется соответствующими отрезками изотерм. Причем отрезки, находящиеся слева от вертикали *1*, определяют количество фазы α. Длины отрезков, находящихся справа, пропорциональны количеству фазы Ж.

В случае равновесной кристаллизации, происходящей при достаточно малой скорости охлаждения сплава, к концу кристаллизации (изотерма *4*) состав окончательно сформировавшейся фазы α_4 должен соответствовать исходному составу сплава B_1 (в данном случае сплава 1). Это обусловлено непрерывно происходящей диффузией между обеими фазами.

В случае ускоренного охлаждения сплава при кристаллизации диффузионные процессы не успевают завершиться. В связи с этим центральная часть каждого зерна оказывается обогащенной более тугоплавким компонентом (в данном случае В), а периферийная — легкоплавким компонентом (А). Это явление называется *дендритной ликвацией*, снижающей прочностные и другие свойства сплавов. Ее предотвращение возможно за счет медленного охлаждения сплава, обеспечивающего его равновесную кристаллизацию.

В случае возникновения дендритной ликвации она может быть устранена путем длительного, так называемого диффузионного, отжига сплава. Происходящие при этом диффузионные процессы выравнивают химический состав в зернах.

У сплавов — твердых растворов — прочность и другие свойства в зависимости от состава изменяются по криволинейному закону (см. рис. 3.3, *б*). Чтобы понять характер изменения прочности сплавов в зависимости от состава, необходимо уяснить следующее.

Во время пластической деформации металлического материала внешняя сила должна преодолеть сопротивление передвижению дислокаций, определяемое значением силы Пайерлса—Набарро. Эта сила зависит от интенсивности межатомного взаимодействия в кристаллической решетке сплава.

Атомы растворимого компонента образуют в решетке твердого раствора более прочную металлическую связь с атомами компонента-растворителя, чем в решетках обоих чистых компонентов. Из-за этого сопротивление пластической деформации твердого раствора с увеличением содержания растворенного в нем другого компонента должно возрастать по какому-то криволинейному закону. Характер хода кривой с максимумом на рис. 3.3, *б* станет понятным, если исходить из того, что в сплавах слева от максимума решеткой, подвергающейся упрочнению, является решетка компонента А, а справа — решетка компонента В. Состав, соответствующий максимуму, является критическим, поскольку роли компонентов как растворителей и растворимых меняются на противоположные.

Мотт и Набарро установили зависимость между пределом текучести сплава — твердого раствора $\sigma_т$, его составом, модулем сдвига G и размерами атомов компонентов: $\sigma_т = G\varepsilon^2 c$, где c — атомная концентрация растворенного компонента; $\varepsilon = \dfrac{r - r_0}{r_0}$ — параметр, зависящий от атомных радиусов компонентов (r и r_0 — радиусы атомов растворимого компонента и растворителя).

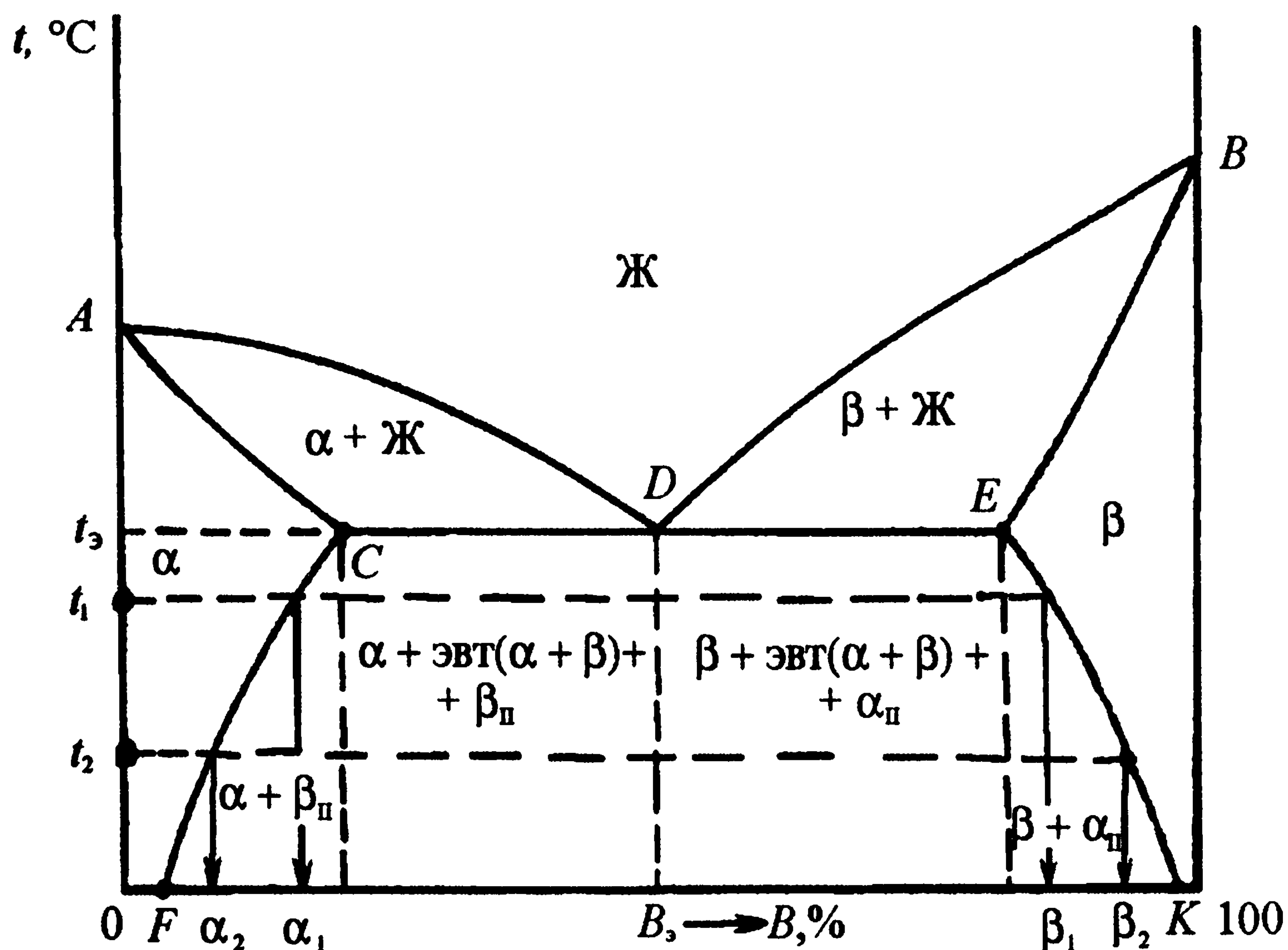


Рис. 3.5. Диаграмма состояний III рода

Диаграмма состояний III рода характерна для сплавов, образующихся при сплавлении компонентов, имеющих ограниченную растворимость друг в друге.

Рассмотрим случай, когда за пределами растворимости компонентов образуются механические смеси твердых растворов на основе каждого из них (рис. 3.5). На диаграмме состояний представлены: жидкая фаза Ж (выше линии ликвидуса *ADB*); две области (α + Ж) и (β + Ж) (лежащие между линиями ликвидуса и солидуса *ACEB*); две области ограниченных твердых растворов α и β (лежащие ниже отрезков линии солидуса, соответственно *AC* и *BE*) и двухфазная область (α + β) — область *CEKF*.

Фаза α является твердым раствором компонента В в А. Фаза β представляет собой твердый раствор компонента А в В. Взаимная растворимость компонентов друг в друге, как правило, зависит от температуры. Кривые *CF* и *EK* отражают характер изменения растворимости в зависимости от температуры соответственно компонента В в α-фазе и компонента А в β-фазе).

Составы фаз при любой температуре можно определить, опустив на ось концентраций перпендикуляры из соответствующих точек, лежащих на линиях *CF* и *EK*. При t_1 и t_2 составы фаз α и β: $α_1$, $α_2$ и $β_1$, $β_2$.

В структурно-фазовом составе сплавов данной системы важное место занимает эвтектика, представляющая собой смесь мелкозернистых фаз α и β. Она имеет определенный состав и кристаллизуется при наименьшей для

данной системы температуре $t_э$, т. е. на линии *CE*. Ниже этой линии находится область двухфазных сплавов. В ней структура доэвтектических сплавов состоит из первичных зерен α-фазы, равномерно распределенных в эвтектике Э (α + β), и зерен вторичной β_{II}-фазы, выделившейся из твердой фазы α при снижении температуры.

Заэвтектические сплавы соответственно состоят из первичной β-фазы, эвтектики и зерен вторичной фазы α_{II}.

Для уяснения характера обусловленного снижением температуры распада фаз α и β, сопровождающегося выделением фаз β_{II} и α_{II}, заметим, что в доэвтектических сплавах в результате неизбежного при их охлаждении распада имеющейся в них β-фазы (в эвтектике и β_{II}) также образуется и вторичная α-фаза (α_{II}). Однако на диаграмме состояний это не указывается, так как при выделении фаза α_{II} сливается с окружающими ее зернами первичной фазы α и как самостоятельная структурная составляющая не наблюдается. То же можно сказать о β_{II} в заэвтектических сплавах.

На рис. 3.3, *в* показан характер изменения прочности сплавов рассматриваемой системы в зависимости от состава. Как и следовало ожидать, в однофазных областях твердых растворов α и β свойства изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области (α + β) — по закону аддитивности с учетом влияния имеющейся в сплавах мелкозернистой эвтектики (см. рис. 3.3, *в*).

Подобным образом изменяются и другие свойства сплавов, охватываемых диаграммой состояний III рода. Характер изменения свойств сплавов в зависимости от состава отражает уровень свойств равновесных сплавов, обладающих минимальной плотностью дислокаций (10^6— 10^7 $см^{-2}$) и идеальным металлургическим качеством.

Диаграмма состояний IV рода относится к случаю, когда сплавляемые компоненты при соотношении A_m, B_n образуют устойчивое химическое соединение, не диссоциирующее при нагреве вплоть до температуры плавления. В связи с этим его правомерно рассматривать в качестве самостоятельного компонента, способного образовывать сплавы с каждым из исходных компонентов.

Соединение A_mB_n при сплавлении с компонентами А и В в зависимости от их природы может образовывать с ними различные по характеру системы. Например (рис. 3.6), компонент A_mB_n образует с компонентами А и В сплавы, относящиеся к диаграмме состояний I рода. В связи с этим фазовый состав любого сплава системы А—В в твердом состоянии должен представлять смесь химического соединения и одного из исходных компонентов.

Уровень свойств сплавов и характер их изменения в зависимости от состава в этом случае должны изменяться по закону аддитивности (см. рис. 3.3, *а*) с учетом влияния эвтектики.

Характер изменения свойств сплавов в зависимости от состава предопределяется диаграммой состояния. На это положение впервые серьезное

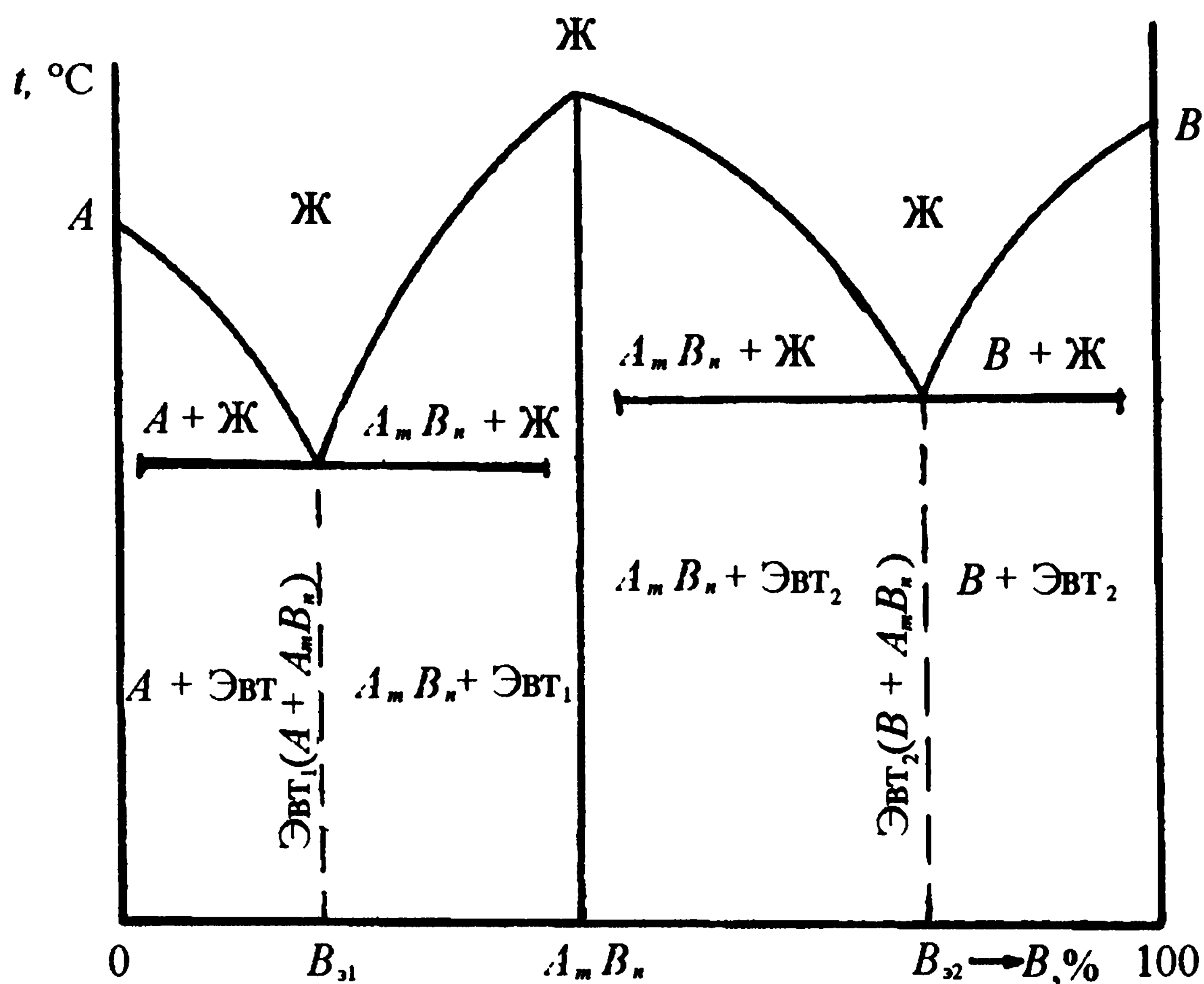


Рис. 3.6. Диаграмма состояний IV рода

внимание обратил академик Н. С. Курнаков, внесший фундаментальный вклад в методику изучения свойств сплавов.

Заключение по теории сплавов. Уяснив основные положения теории сплавов, нетрудно понять, что можно создавать сплавы различного назначения, целенаправленно закладывая в них такие факторы, которые позволят на последующих этапах технологической обработки формировать в сплавах требуемые дислокационно-фазовые структуры и необходимые комплексы механических и других свойств. Этому будут способствовать сведения, которые можно получить из анализа диаграмм состояний.

В связи с этим особую ценность представляют такие сведения, как поведение сплавов при наличии или отсутствии в них переменной растворимости компонентов или аллотропических превращений при изменении температуры.

Очень важно четко уяснить описанные выше характер и причины изменения свойств сплавов в зависимости от типа диаграммы состояний. Хотя эти свойства и относятся к равновесному состоянию, однако дополнительной обработкой их можно целенаправленно изменять. Причем изменение касается только уровня свойств, а характер изменения, как правило, сохраняется «диаграммный».

Особенно важно подчеркнуть положение, согласно которому в кристаллических решетках твердых растворов интенсивность межатомного взаимодействия значительно выше, чем в решетках составляющих их компонентов. В связи с этим образуются высокостабильные фазы с повышенной прочно-

стью (следствие возросших сил Пайерлса—Набарро), более высоким сопротивлением коррозии (затрудняется вырывание атомов с поверхности детали действием агрессивной среды) и замедленными диффузионными процессами из-за возросшей энергии активации. Все это имеет определяющее значение при создании легированных сталей и сплавов различного целевого назначения.

3.4. Понятие о методах исследования строения и свойств сплавов

Успешное развитие машиностроения и связанных с ним отраслей промышленности обязано тому, что в процессе производства конструкционных материалов и различных изделий из них широко используются различные методы исследования строения и свойств металлических сплавов и других материалов.

Развитие этих методов обусловлено необходимостью получать сведения об эксплуатационной надежности используемых материалов, о причинах поломок и аварий, об остаточном ресурсе вязкостно-прочностных свойств у материала изделия в процессе эксплуатации, а также о путях совершенствования строения и свойств конструкционных материалов.

К настоящему времени сложилось много различных методов исследования металлов. Все их можно разделить на теоретические и экспериментальные.

К теоретическим, например, относится анализ соответствующих диаграмм состояний с целью получения сведений о строении и свойствах интересующих нас сплавов не только в равновесном состоянии, но и после их термообработки. (Заметим, что в диаграммах содержится информация о возможности проведения той или иной разновидности термической обработки.)

Большинство методов исследования являются экспериментальными, основанными на анализе результатов наблюдения строения металла или результатов его испытания, проводимого по какой-то методике.

Связь между строением и свойствами была подмечена давно, поэтому в основу всех методов исследования положено предположение о причинно-следственной зависимости между строением и свойствами.

Исторически первым возник метод макроскопического исследования путем наблюдения исследуемого изделия или вырезанного из него образца-темплета простым глазом или с помощью лупы (с увеличением до 30).

Этим методом при наличии опыта и соответствующих навыков можно определить качество металла по внешнему виду изделия или темплета, оценивая состояние его поверхности, наличие явных дефектных мест и других характерных признаков.

Наблюдая отполированные и протравленные по специальной методике темплеты, можно обнаружить в металле различные внутренние дефекты:

поры, раковины, неметаллические включения и особенно включения вредных примесей, а также оценить характер строения (волокнистый или зернистый).

Визуально оценивается также качество металла по виду излома специального образца, например разрушенного образца при испытании на ударный изгиб, или подобного ему образца, раскрывающего особенности строения и металлургического качества металла в сечении изделия. Такое исследование называется фрактографическим. При фрактографическом исследовании по виду излома судят о вязкости или хрупкости металла. Матово-волокнистый излом свидетельствует о вязкости, а блестяще-кристаллический — о хрупкости.

В изломе могут оказаться мелкие или крупные расслоения металла (так называемые шиферность и слоистость), свидетельствующие о его плохом металлургическом качестве и низкой прочности.

Важную информацию о строении металла дают наблюдения с помощью оптических и электронных микроскопов специально приготовленных (отполированных и протравленных) шлифов.

Оптические микроскопы дают возможность различать в строении металла структурные элементы размером не менее 0,2 мкм (200 нм). Их полезное увеличение составляет до 1500—2000 раз. Существуют две разновидности электронных микроскопов: просвечивающие (ПЭМ) и растровые (РЭМ).

Работа ПЭМ основана на прохождении через фольгу из исследуемого металла потока электронов. В результате неодинакового рассеивания электронов объектом на экране ПЭМ формируется изображение — субмикроструктура (в отличие от даваемой оптическим микроскопом микроструктуры). Разрешающая способность ПЭМ — до 0,2—0,5 нм, что позволяет различить очень мелкие подробности в строении металла, в том числе дислокации и другие элементы дислокационной структуры, например стопоры.

Работа РЭМ основана на вторичной эмиссии электронов поверхностью излома, на которую направляется сканирующий (непрерывно перемещаемый по ней) поток первичных электронов. Разрешающая способность РЭМ несколько ниже, чем у ПЭМ, — 25—30 нм. С помощью РЭМ решаются такие же задачи, как и с помощью ПЭМ, и, в частности, изучение тонких особенностей строения изломов (микрофрактография).

Особенности атомно-кристаллического строения изучаются с помощью рентгеноструктурного анализа. Этот вид анализа основан на дифракции рентгеновских лучей рядами атомов в кристаллической решетке.

Особенности распределения примесей и компонентов в сплавах (в том числе легирующих элементов в зернах стали) позволяет обнаружить рентгеноспектральный микроанализ (РСМА). РСМА основан на определении химического состава микрообластей на специально приготовленном микрошлифе. Разрешающая способность — порядка нескольких микрометров. Этим методом можно успешно изучать ликвационные процессы в сплавах, особенно дендритную ликвацию.

При физических методах исследования металл подвергается тепловому, электрическому или магнитному воздействию, по результатам которого судят об особенностях его строения и свойств. В основе этих методов лежит давно известное положение о зависимости физических свойств металла от изменений в его строении при различных воздействиях, в том числе механических и термических.

Интересным методом обнаружения структурно-фазовых превращений в сплавах является дилатометрический. Он основан на изменении объема (т. е. размеров) образца при фазовых превращениях (например, дилатометром можно установить начало и конец превращения аустенита в перлит). Эти структуры имеют разные по величине удельные объемы (у перлита он больше), поэтому с началом распада аустенита длина образца увеличивается.

Самыми распространенными и наглядно информативными являются методы испытания механических свойств (см. гл. 2), включая и безобразцовый метод Марковца—Матюнина. Наконец, наиболее надежные и достоверные результаты дают натурные испытания деталей или готовых изделий при нагружении в эксплуатационных условиях на специально создаваемых стендах (стендовые испытания).

Контрольные вопросы

1. На чем основывается выбор химического состава сплава при его создании как конструкционного материала?
2. Назовите основные виды взаимодействия между двумя сплавляемыми компонентами и перечислите возможные варианты фазового состава у различных двойных сплавов.
3. Объясните суть и практическое значение правила отрезков. Каким образом, пользуясь этим правилом, можно вычислить количество эвтектики и избыточной фазы в сплавах — смесях зерен компонентов? В каких случаях в сплавах образуются такие смеси?
4. Объясните и покажите графически, как и почему изменяются свойства сплавов в зависимости от состава и типа диаграммы состояний.
5. Объясните, почему сложились различные методы исследования строения и свойств материалов. Перечислите эти методы и назовите их сущность.

Глава 4. Сплавы на основе железа

4.1 Диаграмма состояния железо — углерод

Диаграмма состояния железо — углерод дает представление о строении железоуглеродистых сплавов — сталей и чугунов (рис. 4.1). Первое представление о диаграмме железо — углерод дал Д. К. Чернов, который в 1868

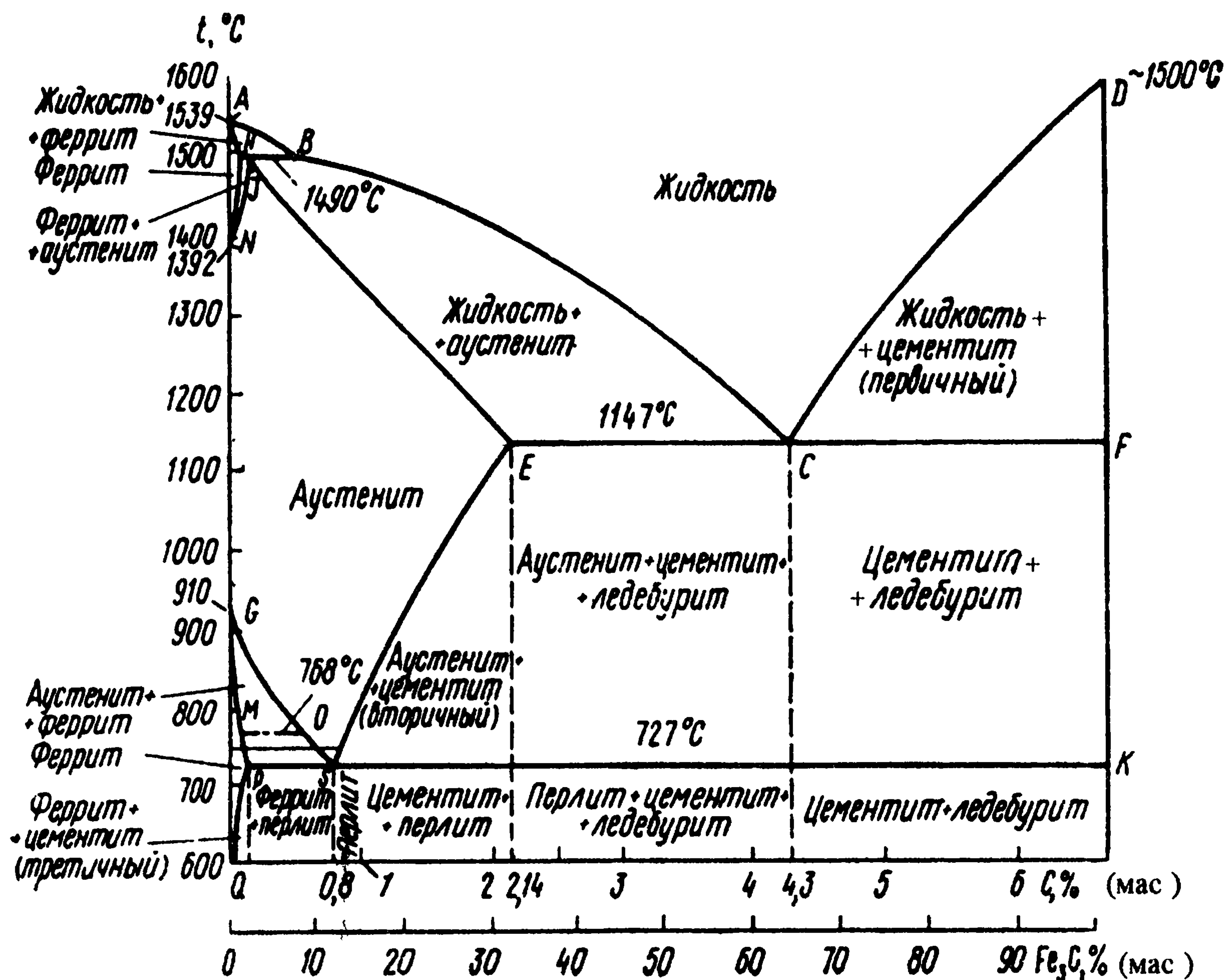


Рис. 4.1. Диаграмма фазового состояния Fe—Fe_3C

году отметил существование в стали критических точек и их зависимость от содержания в стали углерода, т. е. по сути, впервые указал на полиморфизм железа.

Содержание углерода в диаграмме Fe — C (цементит) ограничивается 6,67%, так как при этой концентрации образуется химическое соединение — карбид железа (Fe_3C) или цементит, который и является вторым компонентом данной диаграммы.

Система Fe—Fe_3C метастабильная. Образование цементита вместо графита дает меньший выигрыш свободной энергии, но кинетическое образование карбида железа более вероятно.

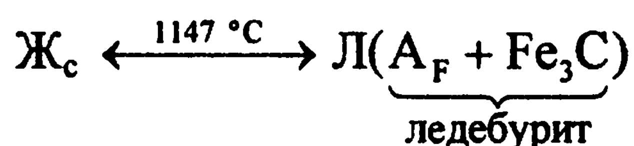
Точка *A* (1539 °С) отвечает температуре плавления железа, точка *D* (1500 °С) — температуре плавления цементита, точки *N* (1392 °С) и *G* (910 °С) соответствуют полиморфному превращению $Fe_\alpha \leftrightarrow Fe_\gamma$.

Концентрация углерода (по массе) для характерных точек диаграммы состояния (рис 4.1) следующая: *B* — 0,51% C в жидкой фазе, находящейся в равновесии с δ-ферритом (Fe_δ(C)) и аустенитом (Fe_γ(C)), при перитектической реакции и при 1499 °С; *H* — 0,1% C в δ-феррите при 1490 °С; *J* — 0,16% C — в аустените-перитектике при 1490 °С; *E* — 2,14% C предельное содержание в аустените при 1147 °С; *S* — 0,8% C в аустените при реакции эвтектоидного превращения 727 °С; *P* — 0,02% C — предельное содержание в феррите (Fe_α(C)) при 727 °С.

Линии диаграммы состояния Fe—Fe_3C имеют следующие обозначения: *AB* (линия ликвидуса) указывает температуру начала кристаллизации δ-феррита из жидкого сплава; *BC* (линия ликвидуса) — температуру начала кристаллизации аустенита (А) из жидкого сплава; *CD* (линия ликвидуса) —начало кристаллизации первичного цементита (Fe_3C) из жидкого сплава, следовательно, вся линия ликвидуса — *ABCD*.

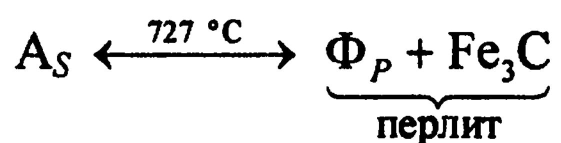
Теперь рассмотрим линию солидуса *AH*, которая является температурной границей области жидкого сплава и кристаллов δ-феррита; *HJB* — линия перитектической реакции — $Ж_B + Ф_H \xleftrightarrow{1490\ °C} А_J$, т. е. жидкий расплав состава *B* взаимодействует с кристаллами δ-феррита состава *H* с образованием аустенита состава *J*.

Линия *ECF* (линия солидуса) соответствует кристаллизации из жидкой фазы ледебурита — эвтектики:



$$Ж_C \xleftrightarrow{1147\ °C} Л(\underbrace{А_F + Fe_3C}_{\text{ледебурит}})$$

итак, линия солидуса *AHJECF*. Линия *PSK* эвтектоидного превращения:



$$А_S \xleftrightarrow{727\ °C} \underbrace{Ф_P + Fe_3C}_{\text{перлит}}$$

при охлаждении идет распад аустенита (0,8% С) с образованием эвтектоида (перлит).

У $Fe_\alpha(C)$ и $Fe_\delta(C)$ один и тот же тип кристаллической решетки — ОЦК, твердый раствор внедрения углерода в $Fe\delta(C)$ называют высокотемпературным ферритом. $Fe_\gamma(C)$ имеет решетку ГЦК, твердый раствор внедрения углерода в $Fe_\gamma(C)$.

По своим свойствам феррит достаточно мягок и пластичен (НВ 650—1300; $\sigma_в = 300$ МПа; $\delta = 30\%$), магнитен до 768 °С (линия *MO*); аустенит

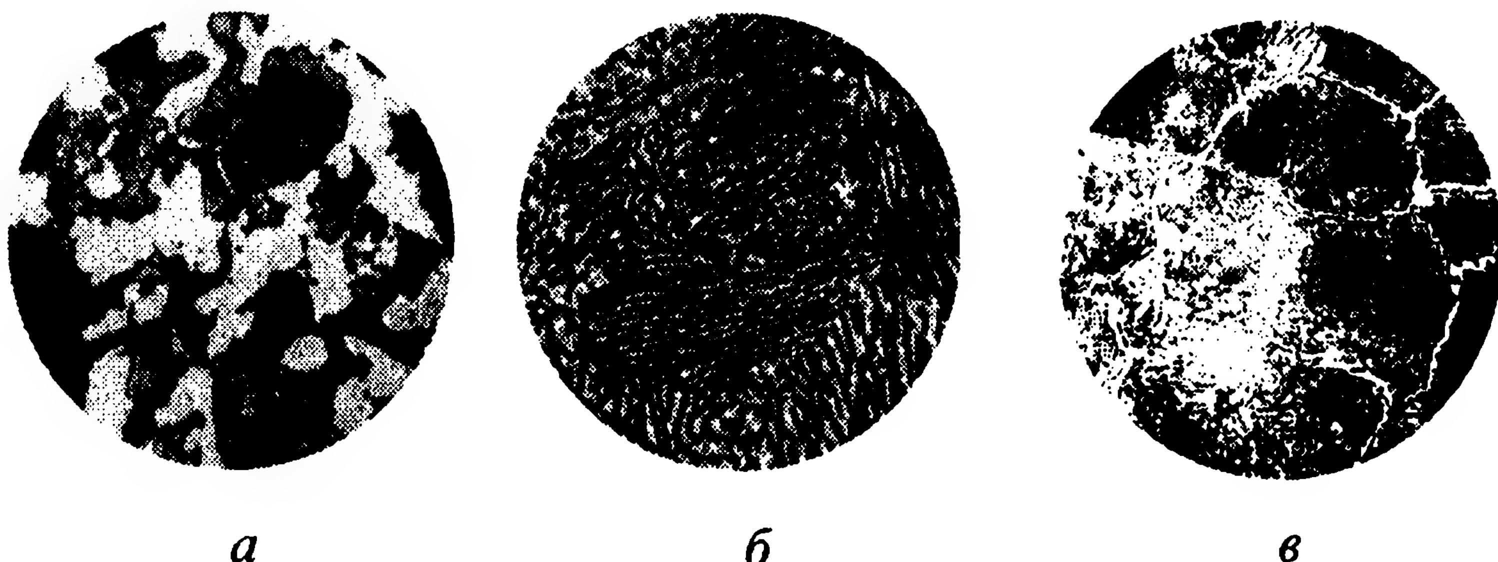


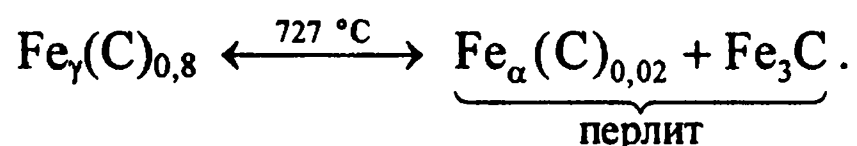
Рис. 4.2. Микроструктура сталей:

а — структура доэвтектоидной стали 40 (×200), *б* — структура эвтектоидной стали У8 (×1000), *в* — структура заэвтектоидной стали У12 (×200)

(НВ 2000—2500; δ = 40—50%) не магнитен. Цементит (Fe_3C) тверд, но очень хрупок (НВ > 8000), имеет сложную орторомбическую кристаллическую решетку, это химическое соединение железа с углеродом.

В системе (Fe—C) имеются две большие группы сплавов: стали и чугуны. Сталями называют сплавы железа с углеродом, содержащие до 2,14% С; сплавы с бóльшим содержанием углерода называют чугунами. Сталь, содержащую 0,8% С, называют эвтектоидной. Если в стали углерода менее 0,8%, то ее называют доэвтектоидной, а при содержании углерода более 0,8%, но ≤ 2,14% С — заэвтектоидной. Структура доэвтектоидной стали (рис. 4.2, *а*) состоит из феррита (светлая составляющая) и перлита (рис. 4.2, *б*, темная составляющая), структура эвтектоидной стали (рис. 4.2, *б*) состоит только из перлита; структура заэвтектоидной стали (рис. 4.2, *в*) состоит из перлита (темная составляющая) и цементита вторичного (светлая составляющая в виде сетки) (рис. 4.2, *в*).

Перлит имеет пластинчатое строение, кристаллы цементита перемежаются с кристаллами феррита. Эвтектоидную смесь, состоящую из феррита и цементита, называют перлитом. Необходимо помнить, что в реакции эвтектоидного превращения нет жидкой фазы и ее можно записать в следующем виде:



$$Fe_{\gamma}(C)_{0,8} \xleftrightarrow{727\ °C} \underbrace{Fe_{\alpha}(C)_{0,02} + Fe_3C}_{\text{перлит}}.$$

Механические свойства перлита: НВ 1800, $\sigma_в$ = 800 МПа, δ =10%.

Чугунами называют сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14% углерода. Чугун, содержащий углерода больше 2,14%, но меньше 4,3%, называют доэвтектическим. Чугун, содержащий 4,3% С, называют эвтектическим, а при содержании углерода более 4,3%, но менее 6,67% — заэвтектическим. Доэвтектический чугун (рис. 4.3, *а*) имеет структуру перлита, ледебурита (перлит + цементит) и вторичного цементита. Эвтектический чугун



а



б



в

Рис. 4.3. Микроструктуры чугунов:

а — доэвтектический (С < 4,3%), ×500, *б* — эвтектический (С = 4,3%), ×500, *в* —заэвтектический (С > 4,3%), ×500

(рис. 4.3, *б*) состоит только из ледебурита (перлит + цементит). Заэвтектический чугун состоит из первичного цементита, имеющего форму пластин, и ледебурита (перлит + цементит).

4.2. Классификация углеродистых сталей

Железоуглеродистые сплавы— стали и чугуны — основа важнейших машиностроительных материалов.

Сталь — основной металлический материал, широко применяемый для изготовления деталей машин, летательных аппаратов, приборов, различных инструментов и строительных конструкций. Широкое использование сталей обусловлено комплексом механических, физико-химических и технологических свойств. Методы широкого производства стали были открыты в середине XIX в. В это же время были уже проведены и первые металлографические исследования железа и его сплавов.

Стали сочетают высокую жесткость с достаточной статической и циклической прочностью. Эти параметры можно менять в широком диапазоне за счет изменения концентрации углерода, легирующих элементов и технологий термической и химико-термической обработки. Изменяя химический состав, можно получать стали с различными свойствами и использовать их во многих отраслях техники и народного хозяйства.

Углеродистые стали классифицируют по содержанию углерода, назначению, качеству, степени раскисления и структуре в равновесном состоянии.

По содержанию углерода стали подразделяются на низкоуглеродистые (< 0,3% С), среднеуглеродистые (0,3—0,7% С) и высокоуглеродистые (> 0,7% С).

По назначению стали классифицируют на конструкционные и инструментальные. Конструкционные стали представляют наиболее обширную группу, предназначенную для изготовления строительных сооружений, деталей машин и приборов. К этим сталям относят цементуемые, улучшаемые, высокопрочные и рессорно-пружинные. Инструментальные стали подразделяют на стали для режущего, измерительного инструмента, штампов холодного и горячего (до 200 °С) деформирования.

По качеству стали классифицируют на обыкновенного качества, качественные, высококачественные. Под качеством стали понимается совокупность свойств, определяемых металлургическим процессом ее производства. Однородность химического состава, строения и свойств стали, а также ее технологичность во многом зависят от содержания газов (кислорода, водорода, азота) и вредных примесей — серы и фосфора. Газы являются скрытыми, количественно трудно определяемыми примесями, поэтому нормы содержания вредных приме-

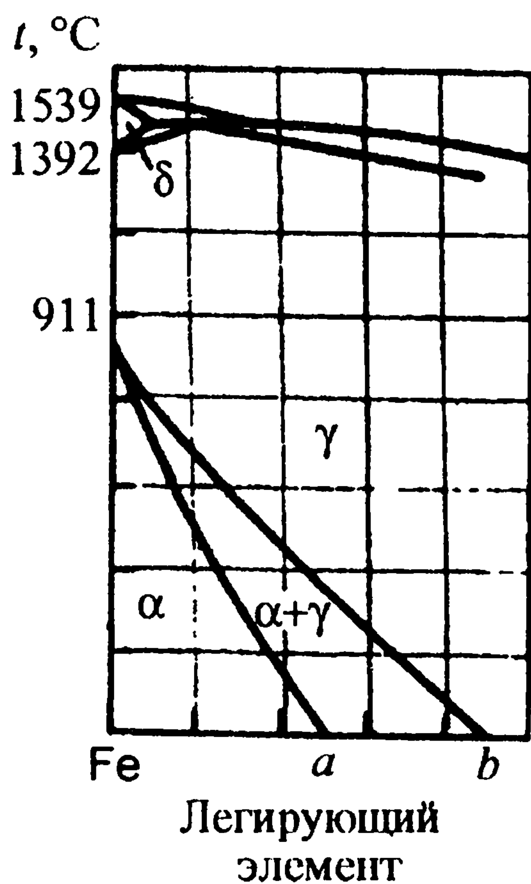


Рис. 4.4. Диаграмма состояния железо—легирующий элемент с открытой γ-областью

сей служат основными показателями для разделения сталей по качеству. Стали обыкновенного качества содержат до 0,06% S и 0,07% P, качественные — не более 0,04% S и 0,035% P, высококачественные — не более 0,025% S и 0,025% P. Стали обыкновенного качества бывают только углеродистыми (до 0,5% C), качественные и высококачественные — углеродистыми и легированными.

По степени раскисления и характеру затвердевания стали классифицируют на спокойные, полуспокойные и кипящие. Раскисление — процесс удаления из жидкого металла кислорода, проводимый с целью предотвращения хрупкого разрушения стали при горячей деформации.

Спокойные стали раскисляют марганцем, кремнием и алюминием. Они содержат мало кислорода и затвердевают спокойно без газовыделения. Кипящие стали раскисляют марганцем. Перед разливкой в них содержится повышенное содержание кислорода, который при затвердевании частично взаимодействует с углеродом и удаляется в виде CO. Выделение пузырьков CO создает впечатление кипения стали, с чем и связано ее название. Кипящие стали достаточно дешевые, их производят низкоуглеродистыми и практически без кремния (Si < 0,07%), но с повышенным количеством газовых примесей.

Полуспокойные стали по степени раскисления занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими.

Легированные стали производят спокойными, углеродистые — спокойными, полуспокойными и кипящими.

По структуре в равновесном состоянии стали делятся на: 1) доэвтектоидные, имеющие в структуре феррит и перлит; 2) эвтектоидные, структура которых состоит из перлита; 3) заэвтектоидные, имеющие в структуре перлит и цементит вторичный.

4.3. Влияние постоянных примесей на углеродистые стали

Основной продукцией черной металлургии является сталь, причем приблизительно 85% изготавливается углеродистой стали и 15% легированной. Таким образом, основным металлическим материалом нашей промышленности является углеродистая сталь.

Получаемая в промышленности углеродистая сталь имеет довольно сложный химический состав. Содержание железа в ней может быть в пределах 97,0—99,5% и попадает некоторое количество элементов, связанное с технологией производства (марганец, кремний) или невозможностью полного их удаления из состава металла (сера, фосфор, кислород, азот, водород), случайные примеси (хром, никель, медь) и, кроме того, некоторые неметаллические включения.

В зависимости от способа выплавки (конверторный, мартеновский и крайне редко — в электропечах) стали различаются содержанием примесей*.

Постоянными примесями в стали считаются такие, которые попадают в нее в процессе получения, разливки, а также из исходных материалов, топлива, футеровки печей и атмосферы.

Как видно из диаграммы состояния железо—углерод (см. рис. 4.1), феррит составляет основную фазу стали. Наличие в феррите растворенного в нем марганца, усиливает металлическую связь в его кристаллической решетке, вследствие чего возрастают значения модуля Юнга (модуля продольной упругости) и модуля сдвига.

Марганец в виде оксида MnO_2 — пиролюзита — постоянно находится в железных рудах, следовательно, он присутствует в сталях и чугунах. Марганец также попадает в стали при раскислении ее ферромарганцем при выплавке, часть марганца взаимодействует с основными компонентами стали и в процессе кристаллизации переходит в ее фазовые составляющие — феррит и цементит.

Аналогично воздействует на свойства стали кремний, растворяющийся только в феррите. Кремний в виде соединения SiO_2 — кремнезема — всегда имеется в железной руде (эту часть руды называют пустой породой). К раскислителям, которым пользуются при выплавке стали, относится кремнийсодержащий материал — ферросилиций, активно вступающий с закисью железа в реакцию обмена. Поэтому присутствие небольшого количества кремния в стали также является технологически неизбежным.

На основе вышесказанного все марки конструкционной углеродистой стали содержат 0,3—0,8% Mn и 0,17—0,37% Si. За счет этого твердость феррита по Бринеллю в данной стали составляет НВ 60—80 МПа, а у чистого феррита — около НВ 100.

К постоянным примесям в стали относятся фосфор и сера. Эти элементы оказывают существенное влияние на механические, технологические и другие свойства стали, поэтому их количество в различных марках строго регламентируется.

---

* Метод получения стали в электропечах используют только для выплавки конструкционных, высоколегированных, инструментальных, специальных сталей и сплавов, так как он наиболее дорогой.

Фосфор попадает в сталь из руды, топлива и флюсов, используемых в металлургическом производстве. В большинстве случаев фосфор, находящийся в стали, растворяется в кристаллической решетке феррита и за счет ликвации располагается по границам зерен. Это приводит к снижению пластичности и существенно охрупчивает сталь, повышает температуру перехода в хрупкое состояние, т. е. фосфор придает стали хладноломкость. Из-за этого количество фосфора в стали может находиться в пределах 0,01—0,07%.

Сера присутствует в небольших количествах в железных рудах и металлургическом топливе и поэтому попадает в сталь во время металлургического процесса. Сера находится в стали в связанном состоянии в виде механических примесей (FeS и MnS), которые по-разному взаимодействуют с компонентами стали и соответственно влияют на ее свойства. Сульфид железа образует с железом легкоплавкую эвтектику ($t_{пл}$ = 988 °С), которая располагается по границам зерен, и существенно снижает прочность и пластичность стали. Это отрицательно сказывается при технологической обработке стали в горячем состоянии (800—1200 °С) и проявляется в виде явления красноломкости. Температура плавления MnS существенно выше 1620 °С и присутствует в стали в виде мелких включений, которые не оплавляются в процессе ее обработки. Количество серы вызывает охрупчивание стали, и поэтому содержание ее жестко отслеживается. Для ответственных деталей содержание серы может быть не более 0,03—0,04% , а в обычных сталях допускается 0,05%.

Из вышесказанного ясно, что постоянные примеси — марганец и кремний — оказывают в какой-то степени положительное влияние на механические свойства стали, а фосфор и сера ухудшают их и являются очень вредными примесями.

При выплавке и разливке стали в нее из окружающей атмосферы попадают кислород, азот, водород и другие газы.

Кислород в кристаллической решетке железа не растворяется, поэтому в стали он присутствует в виде зерен оксидов железа FeO, Fe_2O_3 и других элементов. Эти неметаллические включения снижают прочностные и пластические свойства стали.

Азот в очень малых количествах способен растворяться в феррите, упрочняя и одновременно охрупчивая его. Некоторое количество азота в стали образует с железом нитриды, которые располагаются в стали в виде включений и также охрупчивают ее.

При выплавке стали в нее попадает водород, растворяется в ней и, так как он не образует с железом гидридов, выходит из нее по мере снижения температуры. Некоторое количество оставшегося водорода в стали охрупчивает ее. Этот нерастворившийся водород в стали образует флокены (микроскопические трещины). В изломе эти флокены видны как

хлопьеобразные серебристые пятна. Этот дефект снижает прочность и пластичность стали и исключает ее использование как конструкционного материала.

Включения оксидов MnO, SiO_2 и Al_2O_3, а также некоторых других элементов могут образовываться в стали как продукты реакций раскисления на определенном этапе выплавки, а также попасть в нее из футеровки печей. Все неметаллические примеси существенно ухудшают металлургическое качество стали и снижают ее механические свойства.

4.4. Влияние углерода на свойства углеродистых сталей и их применение

Главным элементом стали является углерод, и это единственная примесь, которая специально вводится в сталь. С повышением содержания углерода прочность стали существенно возрастает из-за увеличения количества цементита в фазовом составе стали (см. рис. 4.1).

К низкоуглеродистым относятся стали, содержащие до 0,25% С. Это достаточно мягкие, пластичные, хорошо деформируемые в холодном и горячем состоянии стали.

Среднеуглеродистые стали содержат 0,3—0,6% С. Они обладают хорошими прочностными свойствами при небольшой пластичности и вязкости. Стали с таким содержанием углерода являются широко распространенным конструкционным материалом для деталей, работающих в условиях обычных силовых нагрузок.

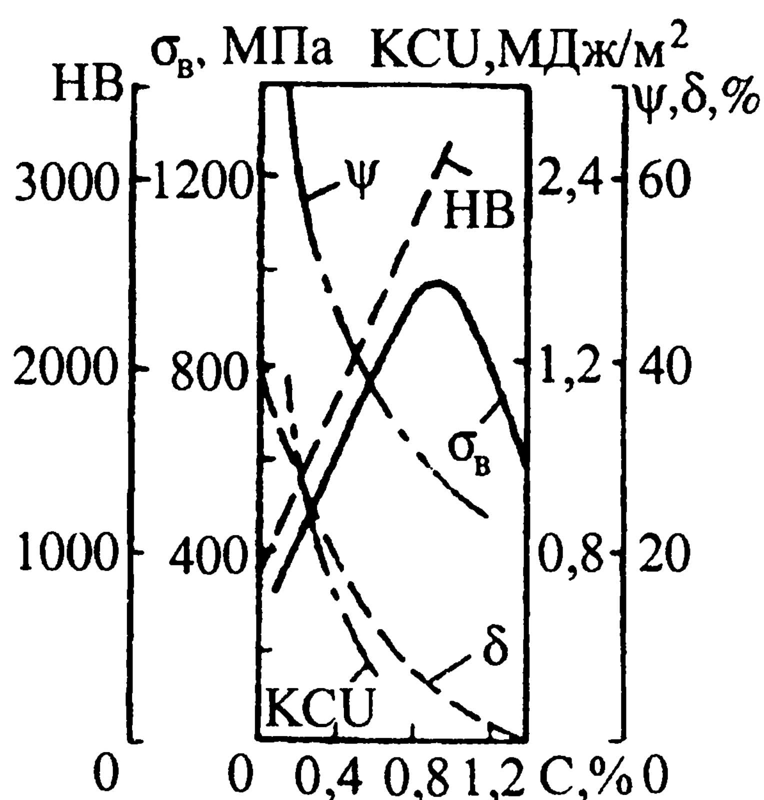


Рис. 4.5. Влияние углерода на свойства горячекатаных сталей

Высокоуглеродистые стали содержат свыше 0,6% С (до 1,3—1,4 %), за счет чего они обладают высокой твердостью и очень низкой пластичностью и вязкостью. При содержании углерода больше 1,3% в стали значительно возрастает хрупкость и использование ее становится очень ограниченным.

Стали с содержанием углерода более 0,7% в основном используются в штампово-инструментальном производстве холодного и горячего деформирования. Кроме того, из этих сталей изготавливают еще режущий и мерительный инструменты, применяемые в различных областях народного хозяйства.

Как уже было сказано, увеличение количества углерода соответственно увеличивает и количество цементита в стали, который отличается высокой твердостью и хрупкостью. Значит, можно сказать, что с повышением содержания углерода увеличиваются прочность и твердость, а пластичность и вязкость снижаются (рис. 4.5). Кроме снижения ударной вязкости углерод заметно повышает верхний порог хладноломкости, расширяя тем самым температурный интервал перехода стали в хрупкое состояние (рис. 4.6). Каждая одна десятая процента углерода повышает температуру перехода приблизительно на 20 °С. При содержании углерода 0,4% порог хладноломкости равен 0 °С. При большей концентрации углерода температура хрупкости достигает 20 °С: сталь становится менее используемой в работе.

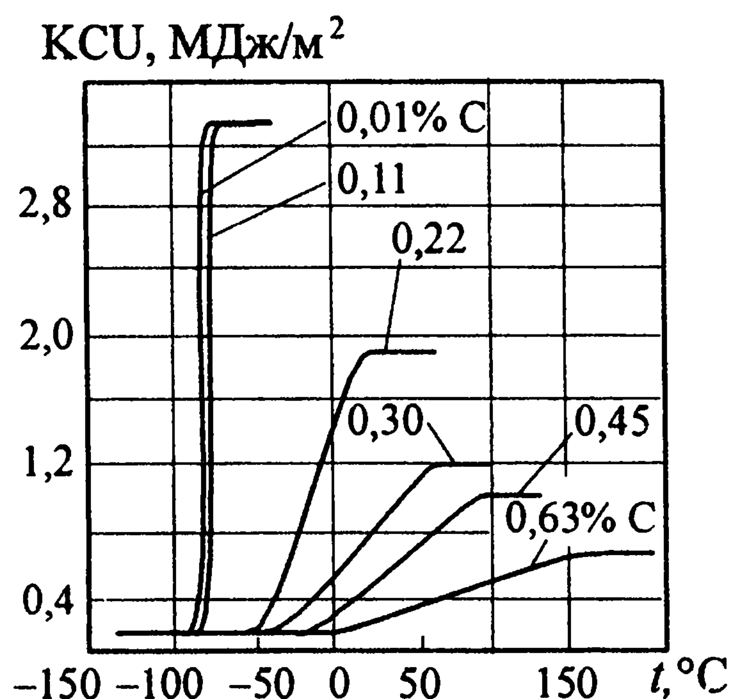


Рис. 4.6. Влияние углерода на хладноломкость

Особенно сильно сказывается влияние углерода при неравновесной структуре стали. После закалки на мартенсит временное сопротивление легированных сталей резко увеличивается с ростом углерода и достигает максимального значения при 0,4% С (рис. 4.7).

Как видно из рис. 4.7, при большем содержании углерода $\sigma_в$ теряет стабильность из-за хрупкого разрушения стали. В этих сталях может быть достаточно высокое содержание вредных примесей, а также газонасыщенность и загрязненность неметаллическими включениями, так как их выплавляют по массовым технологиям. Эти стали относятся к дешевым материалам, но при этом в них сочетаются неплохие механические свойства с хорошей обрабатываемостью резанием и давлением, в чем они превосходят даже легированные стали (при одинаковом содержании углерода). Углеродистые стали, в отличие от легированных, менее технологичны при термической обработке. Также необходимо отметить, что у этих сталей очень небольшая прокаливаемость (до 12 мм), что сужает резко размер деталей, которые можно упрочнить термической обработкой. Габаритные детали изготавливают из сталей без термической обработки — в горячекатаном или нормализованном состоянии, что увеличивает металлоемкость конструкций.

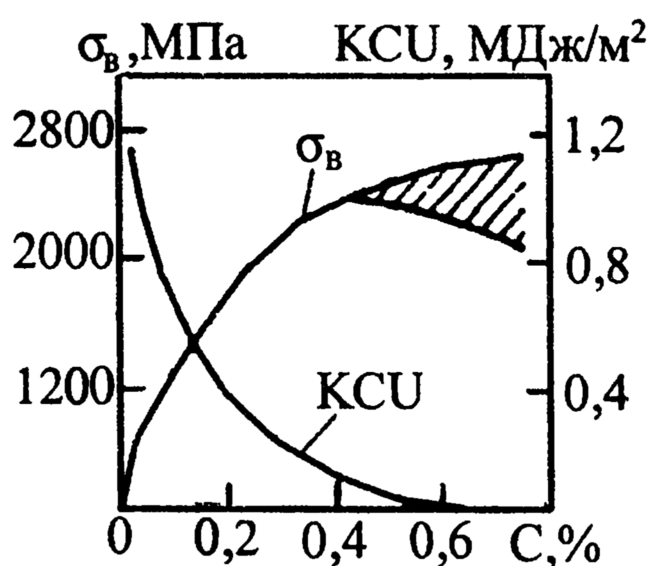


Рис. 4.7. Влияние углерода на свойства закаленных сталей

Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380—90) выпускают в виде проката (прутки,

балки, листы, уголки, трубы, швеллеры и т. п.) в нормализованном состоянии и в зависимости от назначения и комплекса свойств подразделяют на группы: А, Б, В.

Стали маркируются сочетанием букв Ст и цифрой (от 0 до 6), показывающей номер марки, а не среднее содержание углерода в ней, хотя с повышением номера содержание углерода в стали увеличивается. Стали групп Б и В имеют перед маркой буквы Б и В, указывающие на их принадлежность к этим группам. Группа А в обозначении марки стали не указывается. Степень раскисления обозначается добавлением индексов: в спокойных сталях — «сп», полуспокойных — «пс», кипящих — «кп», а категория нормируемых свойств (кроме категории 1) указывается последующей цифрой. В их составе разное содержание кремния: спокойные — 0,12—0,30, полуспокойные — 0,05—0,17; кипящие < 0,07, например Ст3сп, БСт3пс или ВСт3сп5 (в конце 5-я категория). Спокойными и полуспокойными производят стали Ст1—Ст6, кипящими — Ст1—Ст4 всех трех групп. Сталь Ст0 по степени раскисления не разделяют.

Стали группы А поставляются с гарантированными механическими свойствами (табл.4.1), без указания химического состава.

Таблица 4.1. **Механические свойства углеродистых сталей обыкновенного качества группы А (образцы толщиной до 20 мм)**

Сталь	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	Сталь	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %
		не менее				не менее	
Ст0	>310	—	23	Ст4	420—540	240—270	24
Ст1	320—420	—	34	Ст5	500—640	260—290	20
Ст2	340—440	200—230	32	Ст6	600	320	13
Ст3	380—490	210—250	27				

Примечание Механические свойства приведены для спокойных и полуспокойных сталей В сталях Ст1кп значение $\sigma_в$ на 10—20 МПа и $\sigma_т$ на 10 МПа меньше, а значение δ на 1% больше, чем в спокойных и полуспокойных сталях того же номера

Из табл. 4.1 следует, что с увеличением номера марки прочность увеличивается, а пластичность стали соответственно уменьшается.

Стали группы А используют в состоянии поставки для изделий, изготовление которых не сопровождается горячей обработкой. В этом случае они сохраняют структуру нормализации и механические свойства, гарантируемые стандартом.

Сталь марки Ст3 используется в состоянии поставки без обработки давлением и сварки. Химический состав этой группы сталей сильно колеблется. Ее широко применяют в строительстве для изготовления металлоконструкций.

Стали группы Б поставляют с гарантированным химическим составом, но механические свойства не гарантируются. Стали этой группы применяют для изделий, изготавливаемых с применением горячей обработки (ковка, сварка и в отдельных случаях термическая обработка), при которой исходная структура и механические свойства не сохраняются. Для таких сталей важны сведения о химическом составе, необходимые для определения режима горячей обработки.

Стали группы В поставляются с гарантированными механическими свойствами и химическим составом. Стали группы В дороже, чем стали групп А и Б, их применяют для ответственных деталей (для производства сварных конструкций). В этом случае важно знать исходные механические свойства стали, так как они сохраняются неизменными в участках, не подвергаемых нагреву при сварке. Для оценки свариваемости важны сведения о химическом составе. Механические свойства на растяжение для каждой марки стали группы В соответствуют нормам для аналогичных марок стали группы А (см. табл. 4.1), а химический состав — нормам для тех же номеров марок группы Б (табл. 4.2). Например, сталь ВСт4сп имеет механические свойства на растяжение, аналогичные стали Ст4сп, а химический состав одинаковый со сталью БСт4сп.

Таблица 4.2. **Химический состав (%) углеродистой стали обыкновенного качества группы Б**

Сталь	C	Mn	Si в стали			S	P
			кп	пс	сп	не более	
БСт0	< 0,23	—	—	—	—	0,06	0,07
БСт1	0,06—0,12	0,25—0,5	0,05	0,05—0,17	0,12—0,3	0,05	0,04
БСт2	0,09—0,15	0,25—0,5	0,05	0,05—0,17	0,12—0,3	0,05	0,04
БСт3	0,14—0,22	0,30—0,65	0,07	0,05—0,17	0,12—0,3	0,05	0,04
БСт4	0,18—0,27	0,40—0,70	0,07	0,05—0,17	0,12—0,3	0,05	0,04
БСт5	0,28—0,37	0,50—0,80	—	0,05—0,17	0,15—0,35	0,05	0,04
БСт6	0,38—0,49	0,50—0,80	—	0,05—0,17	0,15—0,35	0,05	0,04

Примечания: 1. В сталях БСт1—БСт6 допускается не более 0,3% Cr, 0,3% Ni; 0,3% Cu, 0,08% As; 0,08 % N. 2. В сталях, выплавленных из керченских руд, допускается до 0,15% As и 0,05% P

Углеродистые стали обыкновенного качества (всех трех групп) предназначены для изготовления различных металлоконструкций, а также слабонагруженных деталей машин и приборов. Эти стали используются, когда работоспособность деталей и конструкций обеспечивается жесткостью. Углеродистые стали обыкновенного качества широко используются в строительстве при изготовлении железобетонных конструкций. Способностью к сварива-

нию и к холодной обработке давлением отвечают стали групп Б и В номеров 1—4, поэтому из них изготавливают сварные фермы, различные рамы и строительные металлоконструкции, кроме того, крепежные изделия, часть из которых подвергается цементации.

Среднеуглеродистые стали номеров 5 и 6, обладающие большой прочностью, предназначаются для рельсов, железнодорожных колес, а также валов, шкивов, шестерен и других деталей грузоподъемных и сельскохозяйственных машин. Некоторые детали из этих сталей групп Б и В подвергаются термической обработке — закалке с последующим высоким отпуском.

К недостаткам углеродистых сталей обыкновенного качества можно отнести то, что они часто не обеспечивают требуемых свойств по хладностойкости при эксплуатации сварных металлоконструкций в условиях Сибири и Крайнего Севера, где более суровые климатические условия. Кроме того, существенным недостатком строительных углеродистых сталей является их малая прочность, что приводит к большому расходу металла и увеличению массы металлоконструкций. Поэтому повышение прочности строительных сталей и увеличение их хладностойкости являются важными народнохозяйственными проблемами. Решаются эти задачи путем термического упрочнения углеродистых сталей и применения низколегированных сталей.

4.5. Углеродистые качественные стали

В машиностроении эти стали используются для изготовления деталей разного, чаще всего неответственного назначения и являются достаточно дешевым материалом. Они имеют более низкое содержание вредных примесей и неметаллических включений, чем стали обыкновенного качества. В промышленность эти стали поставляются в виде проката, поковок, профилей различного назначения с гарантированным химическим составом и механическими свойствами.

В машиностроении применяют углеродистые качественные стали, поставляемые по ГОСТ 1050—88. Содержание серы и фосфора в них допускается в пределах 0,03—0,04% каждого из элементов. Маркируются эти стали двузначными цифрами 05, 08, 10, 15, 20, ..., 75, 80, 85, обозначающими среднее содержание углерода в сотых долях процента. Например, сталь 20 содержит в среднем 0,20% C , сталь 75 — 0,75% C и т. д.

К углеродистым сталям относят также стали с повышенным содержанием марганца (0,7—1,0%) марок 15Г, 20Г, 25Г, ..., 70Г, имеющих повышенную прокаливаемость (критический диаметр до 25—30 мм). В табл. 4.3 приведены гарантируемые механические свойства после нормализации углеродистых качественных сталей.

Таблица 4.3. **Химический состав и механические свойства углеродистых качественных сталей**

Марка стали	Содержание углерода, %	Хром, не более	Механические свойства, не менее					
			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU^{+20}, МДж/м^2	НВ после отжига или высокого отпуска, не более
08	0,05—0,01	0,10	330	200	33	60	—	131
10	0,07—0,14	0,15	340	210	31	55	—	143
15	0,12—0,19	0,25	380	230	27	55	—	149
20	0,17—0,24	0,25	420	250	25	55	—	163
30	0,27—0,35	0,25	500	300	21	50	0,8	179
40	0,37—0,45	0,25	580	340	19	45	0,6	217
50	0,47—0,55	0,25	640	380	14	40	0,4	241
60	0,57—0,65	0,25	690	410	12	35	—	255
70	0,67—0,75	0,25	730	430	9	30	—	269

Данные в табл. 4.3 служат для контроля металлургического качества отдельных плавок, а механические свойства изделий будут определяться соответствующими режимами термической обработки, зависящими от размера и сечения деталей.

Спокойные стали маркируют без индекса, полуспокойные и кипящие — с индексом соответственно «пс» и «кп». В табл. 4.3 приведены данные химического состава и свойств спокойных сталей. Кипящие стали производят марок 05кп, 08кп, 10кп, 15кп, 20кп, полуспокойные — 08пс, 10пс,15пс, 20пс.

Качественные стали широко применяются в машиностроении и приборостроении, так как за счет разного содержания углерода в них, а соответственно и термической обработки можно получить широкий диапазон механических и технологических свойств.

Низкоуглеродистые стали 05кп, 08кп, 10кп, 15кп, 20кп отличаются малой прочностью и высокой пластичностью в холодном состоянии. Эти стали в основном производят в виде тонкого листа и используют после отжига или нормализации для холодной штамповки с глубокой вытяжкой. Они легко штампуются из-за малого содержания углерода и незначительного количества кремния, что и делает их очень мягкими. Их можно использовать в автомобилестроении для изготовления деталей сложной формы. Глубокая вытяжка из листа этих сталей применяется при изготовлении консервных банок, эмалированной посуды и других промышленных изделий.

Спокойные стали 08, 10 применяют в отожженном состоянии для конструкций невысокой прочности — емкости, трубы и т. д.

Стали 10, 15, 20 и 25 также относятся к низкоуглеродистым сталям, они пластичны, хорошо свариваются и штампуются. В нормализованном состоянии в основном их используют для крепежных деталей — валики, оси и т. д.

Для увеличения поверхностной прочности этих сталей их цементуют (насыщают поверхность углеродом) и применяют для деталей небольшого размера, например слабонагруженных зубчатых колес, кулачков и т. д. За счет твердого поверхностного слоя резко возрастает износостойкость изделий, а сердцевина при этом остается пластичной и вязкой. Поверхностный слой с покрытием можно упрочнить закалкой в воде с последующим низким отпуском. Сердцевина же из-за низкой прокаливаемости этих сталей практически не упрочняется.

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50 и аналогичные стали с повышенным содержанием марганца 30Г, 40Г и 50Г в нормализованном состоянии отличаются повышенной прочностью, но соответственно меньшей вязкостью и пластичностью. В зависимости от условий работы деталей из этих сталей к ним применяют различные виды термической обработки: нормализацию, улучшение, закалку с низким отпуском, закалку ТВЧ и др.

В табл. 4.4 приведены механические свойства сталей после нормализации (числитель) и закалки с отпуском (знаменатель). Для каждой стали выбрана такая температура отпуска, при которой временное сопротивление улучшенной стали равно временному сопротивлению нормализованной стали (для сталей 25 и 35 температура отпуска равна 700 °С, для стали 45 — 650 °С, для стали 55 — 620 °С).

Таблица 4.4. **Механические свойства сталей после термической обработки**

Свойства	Марка стали			
	25	35	45	55
$\sigma_в$, МПа	460/460	550/550	660/660	750/750
$\sigma_т$, МПа	240/280	280/330	340/380	380/440
δ, %	27/30	22/25	17/22	12/17

Приведенные данные показывают, что при одинаковом временном сопротивлении нормализованной и улучшенной стали такие свойства, как предел текучести и относительное удлинение, выше после закалки с высоким отпуском за счет более дисперсной структуры (сорбит). Закалка с отпуском обеспечивает и более высокую ударную вязкость и хладостойкость, чем нормализация. Эти стали применяют для изготовления небольших валов, шатунов, зубчатых колес и деталей, испытывающих циклические нагрузки. В крупногабаритных деталях больших сечений из-за плохой прокаливаемости механические свойства значительно снижаются.

Высокоуглеродистые стали 60, 65, 70, 75, 80 и 85, а также с повышенным содержанием марганца 60Г, 65Г и 70Г в основном используют для изготовления пружин, рессор, высокопрочной проволоки и других изделий с высокой упругостью и износостойкостью. Их подвергают закалке и среднему отпуску на структуру тростит ($\sigma_в$ > 800 МПа) в сочетании с удовлетворительной вязкостью и хорошим пределом выносливости.

4.6. Автоматные стали

Эти стали отличаются хорошей обрабатываемостью резанием за счет повышенного содержания серы и фосфора. Оба эти элемента повышают стойкость инструмента. Обрабатываемость связана с интенсивностью изнашивания режущего инструмента, скоростью резания, чистотой поверхности резания, формой стружки и т. д. Необходимо также отметить связь механических свойств стали с обрабатываемостью. Здесь необходимо учитывать и скорость резания и разогрев инструмента во время этого процесса. Обработка пластичных сталей затруднена из-за трудноломающейся стружки. Обрабатываемость низкоуглеродистых сталей повышают холодной пластической деформацией, что способствует формированию легкоотделяющейся стружки.

Очень эффективным металлургическим приемом является введение в сталь серы, селена, теллура, кальция, которые изменяют состав неметаллических включений, а также свинца, который образует собственные включения. В табл. 4.5 в соответствии с ГОСТ 1414—75 приведен химический состав некоторых автоматных сталей.

Таблица 4.5. **Химический состав автоматных сталей**

Марка стали	Содержание элементов, %						
	C	Mn	Si	S	P	Pb	Se
А11	0,07—0,15	< 0,1	0,8—1,20	0,15—0,25	< 0,10	—	—
А12	0,08—0,16	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,20	0,08—0,15	—	—
А20	0,17—0,24	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,15	< 0,06	—	—
А30	0,27—0,35	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,15	< 0,06	—	—
А40Г	0,37—0,45	1,2—1,55	0,15—0,35	0,18—0,30	< 0,05	—	—
АС14	0,10—0,17	1,0—1,3	< 0,12	0,15—0,20	< 0,1	0,15—0,3	0,04
А35Е	0,32—0,40	0,5—0,8	0,17—0,37	0,06—0,12	< 0,035	—	0,10

Эти стали маркируют буквой А (автоматная) и цифрами, показывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента. Если автоматная сталь легирована свинцом, то обозначение марки начинается с сочетания

букв «АС» (АС14). Чтобы не проявлялась красноломкость, в сталях увеличено количество марганца. Добавление в автоматные стали свинца, селена и теллура позволяет в 2—3 раза сократить расход режущего инструмента.

Улучшение обрабатываемости достигается модифицированием кальцием (вводится в жидкую сталь в виде силикокальция), который глобулизирует сульфидные включения, что положительно влияет на обрабатываемость, но не так активно, как сера и фосфор.

Сера образует большое количество сульфидов марганца, вытянутых в направлении прокатки. Сульфиды оказывают смазывающее действие, нарушая при этом сплошность металла. Фосфор повышает хрупкость феррита, облегчая отделение стружки металла во время процесса резания. Оба эти элемента способствуют уменьшению налипания на режущий инструмент и получению гладкой блестящей обрабатываемой поверхности.

Однако необходимо помнить, что повышение содержания серы и фосфора снижает качество стали. Стали, содержащие серу, имеют ярко выраженную анизотропию механических свойств и пониженную коррозионную стойкость.

Стали А11, А12, А20 используют для крепежных деталей и изделий сложной формы, не испытывающих больших нагрузок, но к ним предъявляются высокие требования по точности размеров и чистоты поверхности.

Стали А30 и А40Г предназначены для деталей, испытывающих более высокие напряжения.

Свинецсодержащие стали широко применяют для изготовления деталей двигателя.

В автоматных селеносодержащих сталях повышается обрабатываемость за счет образования селенидов, сульфоселенидов, которые обволакивают твердые оксидные включения и тем самым устраняют их истирающее действие. Кроме того, селениды сохраняют глобулярную форму после обработки давлением, поэтому практически не вызывают анизотропии свойств и не ухудшают коррозионную стойкость стали, как сера. Применение этих сталей снижает расход инструмента в два раза и до 30% повышает производительность.

4.7. Углеродистые инструментальные стали

Инструментальные стали предназначены для изготовления режущего, измерительного инструмента и штампов холодного и горячего деформирования. Основные свойства, которые необходимы для инструмента, — износостойкость и теплостойкость. Для обеспечения износостойкости инструмента необходима высокая поверхностная твердость, а для сохранения формы инструмента (смятия и выкрашивания рабочих кромок) сталь должна

быть прочной, твердой и относительно вязкой. От теплостойкости стали зависит возможная температура разогрева режущего инструмента, т. е. скорость резания или производительность инструмента работающего, в среднем до 200 °С.

Углеродистые инструментальные стали являются наиболее дешевыми. В основном их применяют для изготовления малоответственного режущего инструмента и для штампово-инструментальной оснастки регламентированного размера.

Углеродистые стали (ГОСТ 1435—90) производят качественные — (У7, У8, У9, ..., У13) и высококачественные — (У7А, У8А, У9А, ..., У13А). Буква У в марке показывает, что сталь углеродистая, а цифра — среднее содержание углерода в десятых долях процента. Буква А в конце марки показывает, что сталь высококачественная. Углеродистые стали поставляют после отжига на зернистый перлит. За счет невысокой твердости в состоянии поставки (НВ 187—217) углеродистые стали хорошо обрабатываются резанием и деформируются, что позволяет применять накатку, насечку и другие высокопроизводительные методы изготовления инструмента.

Из-за низкой прокаливаемости (10—12 мм) углеродистые стали применяются для мелкого инструмента. Если сечение достигает 25 мм, то сердцевина остается незакаленной, а достаточно твердая режущая часть приходится на поверхностный слой (метчики, развертки, напильники и т. д.). Несквозная закалка оставляет сердцевину вязкой и способствует за счет этого инструменту работать на удар, смягчая деформацию при эксплуатации. Инструмент с незакаленной сердцевиной меньшего сечения для уменьшения деформаций и опасности растрескивания охлаждают в масле или расплавах солей при 160—200 °С.

Стали марок У7, У8, У9 подвергают полной закалке и отпуску при 275—350 °С на тростит (HRC 48—51); так как они более вязкие, то их используют для производства деревообделочного, слесарного, кузнечного и прессового инструмента.

Заэвтектоидные стали марок У10, У11, У12 и У13 подвергают неполной закалке и низкому отпуску при 150—180 °С на структуру мартенсит отпуска с включениями цементита. Инструмент из этих марок сталей обладает повышенной износостойкостью и высокой твердостью (HRC 62—64) на рабочих гранях. Необходимо учитывать, что при нагреве выше 200 °С твердость резко снижается. В связи с этим инструмент из этих сталей пригоден для обработки сравнительно мягких материалов и при небольших скоростях резания.

Заэвтектоидные стали используют для изготовления мерительного инструмента (калибры), режущего (напильники, пилы, метчики, сверла, резцы и т. д.) и небольших штампов холодной высадки и вытяжки, работающих при невысоких нагрузках.

Сталь марки У13 применяют для изготовления инструментов, требующих наиболее высокой твердости: шаберов, гравировального инструмента.

Высококачественные стали имеют то же назначение, что и качественные, но из-за несколько лучшей вязкости их чаще используют для инструментов с более тонкой режущей кромкой.

Недостатком инструментальных углеродистых сталей является потеря прочности при нагреве выше 200 °С (отсутствие теплостойкости). Инструмент, изготовленный из этих сталей, применяют для обработки сравнительно мягких материалов и при небольших скоростях резания или деформирования.

4.8. Чугуны

Чугуны — более дешевый материал, чем стали. Содержание углерода в них больше 2,14%. Они обладают пониженной температурой плавления и хорошими литейными свойствами. За счет этого из чугунов можно делать отливки значительно более сложной формы, чем из сталей.

Литая структура чугунов содержит концентраторы напряжений, в качестве которых могут быть многочисленные дефекты, такие, как пористость, ликвационная неоднородность, микротрещины, отчего напрямую зависит конструкционная прочность.

Известно, что литейные свойства сплавов тем выше, чем меньше их температурный интервал кристаллизации. Следовательно, наиболее высокими литейными свойствами обладают сплавы, испытывающие эвтектическое превращение (см. рис. 4.1).

Благодаря сочетанию высоких литейных свойств, достаточной прочности, износостойкости, а также относительной дешевизне чугуны широко применяются в машиностроении. Детали машин, полученные из чугунных отливок, значительно дешевле, чем детали, изготовленные обработкой резанием из горячекатаных стальных профилей или из поковок и штамповок. Хорошая жидкотекучесть чугунов и их способность к образованию малой усадочной раковины позволяют получать из них достаточно качественные отливки сложной формы даже при малой толщине стенок.

Значительная часть выплавляемого чугуна переплавляется в сталь по классической схеме руда—чугун—сталь. В процессе переплавки из чугуна путем окисления удаляется некоторое количество серы и фосфора.

В зависимости от того, в какой форме присутствует углерод в сплавах, различают белые, серые, высокопрочные и ковкие чугуны. Высокопрочные чугуны являются разновидностью серых, но из-за повышенных механических свойств их выделяют в особую группу.

4.8.1. Белый чугун

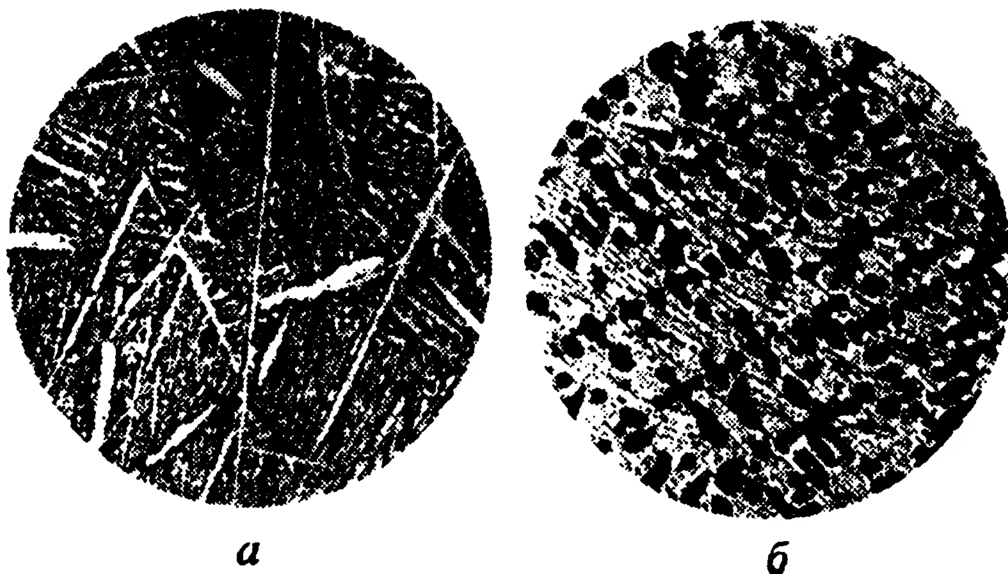


Рис. 4.8. Микроструктуры белого чугуна, ×200: *а* — белый заэвтектический чугун (С = 5,5%); *б* — белый доэвтектический чугун (С = 2,5%). Перлит темный и ледебурит пестрый

Такое название он получил по виду излома, который имеет матово-белый цвет. Весь углерод в этом чугуне находится в связанном состоянии в виде цементита (рис. 4.8). Фазовые превращения в этих чугунах протекают согласно диаграмме состояния ($Fe—Fe_3C$). Белые чугуны (см. рис. 4.3) в зависимости от содержания углерода могут быть доэвтектическими (перлит + ледебурит), эвтектическими (ледебурит) и заэвтектическими (первичный цементит + ледебурит). Эти чугуны имеют большую твердость (НВ 450—550) из-за присутствия в них большого количества цементита; как следствие этого, они очень хрупкие и для изготовления деталей машин не используются. Отливки из белого чугуна служат для получения деталей из ковкого чугуна с помощью графитизирующего отжига.

Отбеленные чугуны-отливки имеют поверхностные слои (12—30 мм) со структурой белого чугуна, а сердцевина — серого чугуна. Высокая твердость поверхности такой отливки позволяет ей хорошо работать против истирания. Эти свойства отбеленного чугуна применяются для изготовления валков листовых прокатных станов, колес, шаров для мельниц, тормозных колодок и многих других деталей, работающих в условиях износа.

4.8.2. Серый чугун

Такое название чугун получил по виду излома, который имеет серый цвет. В структуре серого чугуна имеется графит. Поскольку структура чугуна состоит из металлической основы и графита (в форме пластин), то и свойства его будут зависеть от этих двух составляющих.

Графит по сравнению со сталью обладает низкими механическими свойствами и поэтому в некотором приближении можно считать, что места, которые он занимает, — это пустоты, трещины. Количественное соотношение основы и пустот влияет на механические свойства чугуна, и с увеличением последних свойства резко ухудшаются. Чем более грубы включения гра-

фита, тем, следовательно, больше разобщена металлическая основа, что отрицательно сказывается на свойствах чугуна.

При растягивающих напряжениях легко образуются центры разрушения на концах графитных включений. Значительно лучше ведет себя чугун при напряжениях сжатия и изгибе.

Серые чугуны являются сплавами сложного состава, содержащими железо, углерод, кремний, марганец и неизбежные примеси, такие, как сера и фосфор. Фосфор частично растворяется в феррите (~ 0,3%) и, кроме того, входит в тройную эвтектику (Fe—C—P) с температурой плавления 950 °C; это существенно улучшает литейные свойства чугуна. Эта эвтектика очень твердая и хрупкая, что увеличивает износостойкость, а хорошие литейные свойства используются и в художественном литье (до 1% P).

Сера — вредная примесь, снижает механические и литейные свойства чугунов и повышает склонность к образованию трещин.

Кремний входит в состав серых чугунов (1—3%) как основной элемент и обладает сильным графитизирующим действием; увеличивает выделение графита при затвердевании и разложении выделившегося цементита.

Марганец (0,2—1,1%) положительно влияет на механические свойства чугуна, но затрудняет процесс графитизации или способствует его отбеливанию. Таким образом, можно сказать, что степень графитизации напрямую зависит от количества углерода (2,2—3,7%) и кремния (1—3%) в чугуне.

В небольших количествах в серые чугуны могут попасть из руды хром, никель и медь, которые тоже влияют на условие графитизации. Количество графитных включений и структура основы влияют на свойства серого чугуна (рис. 4.9).

По структуре металлической основы серые чугуны разделяют на три вида.

1. Серый перлитный со структурой перлит + графит. (Количество связанного углерода составляет ~ 0,8%.)

2. Серый ферритно-перлитный со структурой феррит + перлит +графит. (Количество связанного углерода < 0,8.)



Рис. 4.9. Микроструктуры серых чугунов, ×200:
а — серый чугун на перлитной основе; *б* — серый чугун на феррито-перлитной основе, *в* — серый чугун на ферритной основе

3. Серый ферритный со структурой феррит + графит. (Весь углерод в виде графита.)

Механические свойства серого чугуна зависят от свойств металлической основы и ее количества, формы и размеров графитных включений (пустот).

Марка серого чугуна состоит из букв Сч (серый чугун) и цифры, показывающей значение временного сопротивления при растяжении (кгс/мм^2). Показателями механических свойств серых чугунов в соответствии с ГОСТ 1412—85 является прочность при статическом растяжении (табл. 4.6).

Таблица 4.6. **Механические свойства серых чугунов**

Чугун	$\sigma_в$, МПа	НВ	Структура металлической основы
Сч15	150	163—229	Феррит
Сч25	250	180—250	Феррит + перлит
Сч40	400	207—285	Перлит
Сч45	450	229—289	»

Графит способствует измельчению стружки при обработке резанием и оказывает смазывающее действие, что повышает износостойкость чугуна. Номенклатура отливок из серого чугуна и их масса разнообразны: от деталей в несколько граммов до 100 т и более.

Ферритные серые чугуны марки Сч10, Сч15 используются для слабо- и средненагруженных деталей: крышки, фланцы, маховики, суппорты, тормозные барабаны, диски сцепления и т. д.

Ферритно-перлитные серые чугуны марки Сч20, Сч25 применяются для деталей, работающих при повышенных статических и динамических нагрузках: картеры двигателя, поршни цилиндров, барабаны сцепления, станины станков и другие отливки разного назначения.

Перлитный чугун применяют для отливки станин мощных станков и механизмов. Часто используют перлитные серые модифицированные чугуны. Такие чугуны получают при добавлении в жидкий чугун перед разливкой специальных добавок — ферросилиция (0,3—0,6% от массы шихты) или силикокальция (0,3—0,5% от массы шихты). К таким чугунам относятся Сч40 и Сч45, которые обладают более высокими механическими свойствами из-за измельчения формы графитных включений. Эти марки чугунов применяются для корпусов насосов, компрессоров и гидроприводов.

Для деталей, работающих при повышенных температурах, применяют легированные серые чугуны, которые дополнительно содержат хром, никель, молибден и алюминий.

4.8.3. Высокопрочный чугун

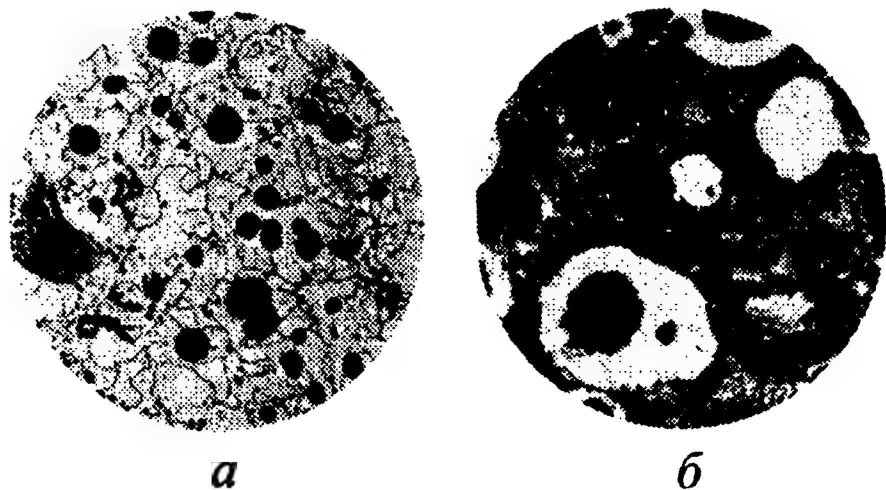


Рис. 4.10. Микроструктуры высокопрочных чугунов, ×100:
а — высокопрочный чугун на ферритной основе;
б — высокопрочный чугун на феррито-перлитной основе

Высокопрочными называют чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают путем модифицирования магнием. Этот процесс сопровождается сильным возгоранием, поэтому чистый магний заменяют лигатурами (например, сплавом магния и никеля).

После модифицирования чугун имеет следующий химический состав: 3—3,6% C; 1,8—2,9% Si; 0,4—0,7% Mn; 0,02—0,08% Mg; $\leqslant$ 0,15% P; $\leqslant$ 0,03% S. По структуре металлической основы высокопрочный чугун (рис. 4.10) может быть ферритным, феррито-перлитным или перлитным. Ферритный чугун в основном состоит из феррита и шаровидного графита, а также содержит до 20% перлита. Перлитный чугун в основе состоит из сорбитообразного или пластинчатого перлита, шаровидного графита и до 20% феррита.

Из сказанного выше ясно, что шаровидный графит является менее сильным концентратором напряжений, чем пластинчатый графит, и, следовательно, менее активно влияет на механические свойства металлической основы. Чугуны с шаровидным графитом имеют более высокую прочность и при этом некоторую пластичность.

Маркируются высокопрочные чугуны по пределу прочности ($\sigma_в$) и относительному удлинению (δ), например Вч45-5, где ~45 кгс/мм^2 — предел прочности, а ~ 5% — относительное удлинение.

Из высокопрочных чугунов изготавливают оборудование прокатных станов (прокатные валки до 12 т), кузнечно-прессовое оборудование, корпуса паровых турбин, коленчатые валы и другие детали, работающие при циклических нагрузках и в условиях сильного износа.

Иногда для улучшения механических свойств применяют термическую обработку отливок; закалку и отпуск при 500—600 °С, для увеличения пластичности — отжиг, способствующий сфероидезации перлита.

4.8.4. Ковкий чугун

Ковкими называют чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму, Их получают в результате специального графитизирующего отжига (томление) доэвтектического белого чугуна. Графит в таких чугунах назы-

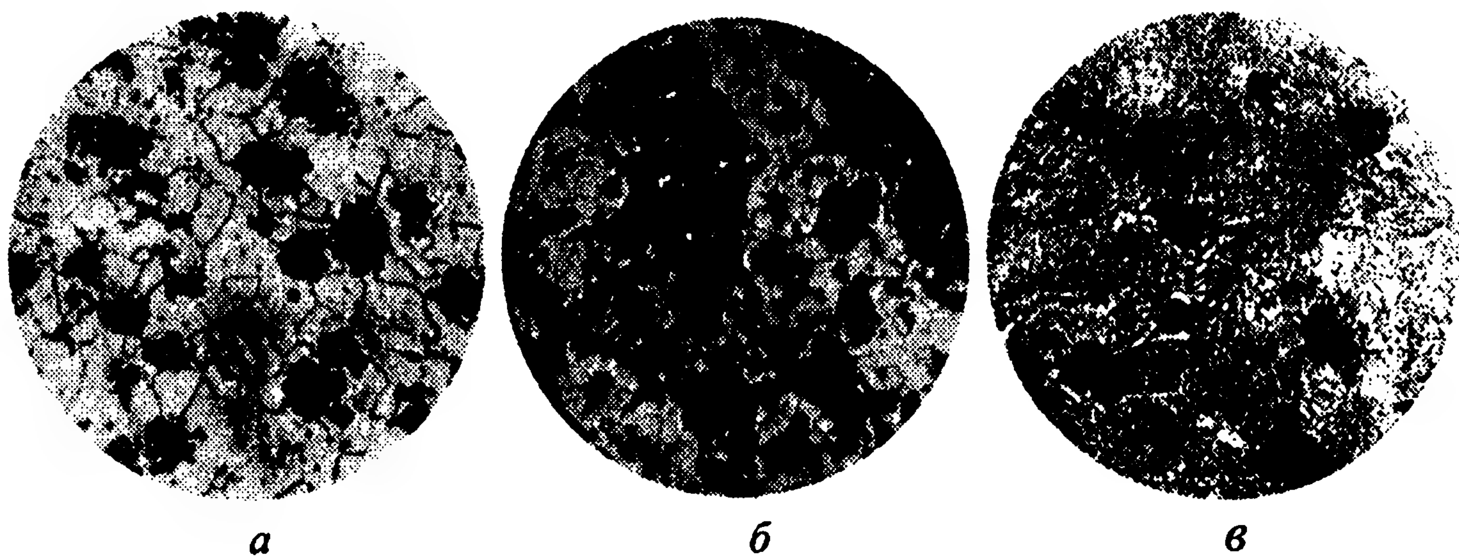


Рис. 4.11. Микроструктуры ковких чугунов, ×200:
а — ферритный ковкий чугун, *б* — феррито-перлитный ковкий чугун, *в* — перлитный ковкий чугун

вают углеродом отжига. Ковкий чугун по сравнению с серым обладает более высокой прочностью, что связано с меньшим влиянием хлопьевидной формы графита на механические свойства металлической основы.

При производстве ковкого чугуна очень важно, чтобы отливки белого чугуна, подвергаемые отжигу, были тонкостенными. В противном случае в сердцевине при кристаллизации будет выделяться пластинчатый графит и чугун станет непригодным для отжига.

По структуре металлической основы ковкие чугуны бывают ферритными и перлитными (рис. 4.11).

Ферритные чугуны получают из белых чугунов двойной плавки (рис. 4.11, *а*). При этом состав белого чугуна должен иметь 2,4—2,9% С, 0,8—1,5% Si, 0,2—0,9% Mn, до 0,2% S и до 0,18% Р. Отливки из такого чугуна загружают в специальные контейнеры и засыпают песком и стальными стружками для защиты от окисления, затем медленно нагревают (20—25 ч) до температуры 950—1000 °С (ниже эвтектической) и выдерживают 10—15 ч. За это время происходит первая стадия графитизации — распад эвтектического и избыточного вторичного цементита (имеющегося в незначительном количестве при этой температуре). К концу этой стадии графитизации чугун состоит из аустенита и включений углерода отжига. После этого температуру медленно снижают, что видно из рис. 4.12 (кривая *1*), и при этом происходит промежуточная стадия графитизации — распад вы-

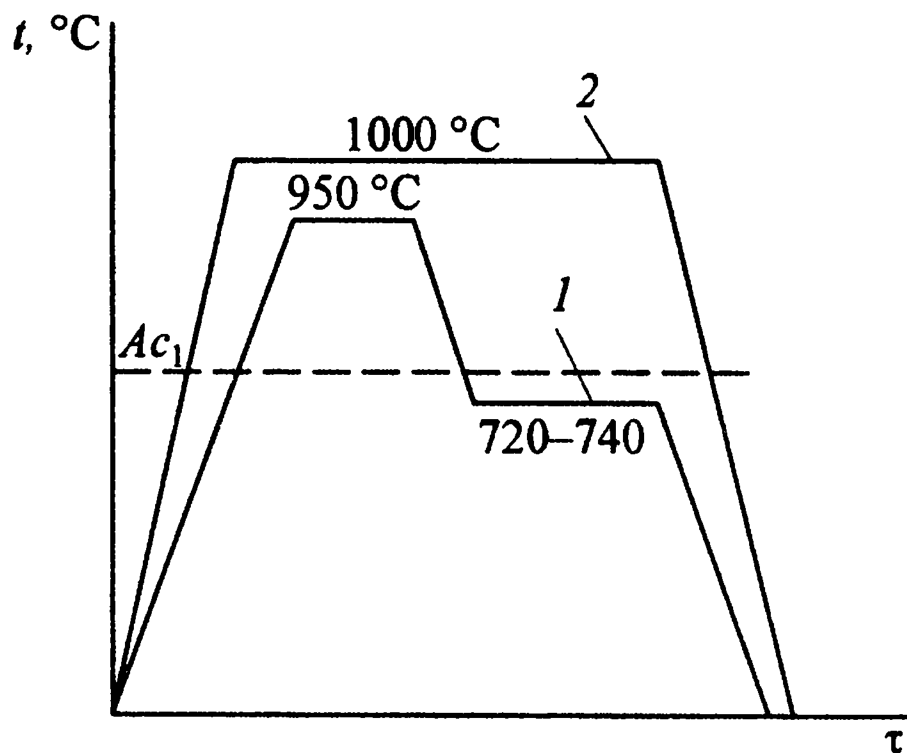


Рис. 4.12. Схема отжига белого чугуна на ковкий

деляющегося вторичного цементита. Вторая стадия графитизации состоит или в весьма медленном охлаждении в эвтектоидном интервале температур, или при выдержке (25—30 ч) ниже температуры эвтектоидного превращения (720—740 °С). В течение этого процесса распадается цементит перлита, т. е. вследствие этой обработки за довольно длительное время весь углерод выделится в свободном состоянии и структура чугуна будет представлять феррит и хлопьевидный углерод отжига.

Перлитный ковкий чугун получают из ваграночного белого чугуна путем отжига в окислительной среде (рис. 4.12, кривая *2*). Увеличивается как бы продолжительность первой стадии графитизации, после чего идет непрерывное охлаждение отливок до комнатной температуры и чугун приобретает структуру перлит и углерод отжига.

Полное отсутствие литейных напряжений, которые снимаются за счет длительного отжига, и разобщенность графитовых включений обусловливают высокие механические свойства ковких чугунов.

Маркировка ковких чугунов Кч и цифрами (как высокопрочных чугунов). В табл. 4.7 представлены свойства некоторых ковких чугунов. Из таблицы видно, что перлитные чугуны более прочные, а ферритные — более пластичные.

Таблица 4.7. **Механические свойства ковких чугунов (ГОСТ 1215—79)**

Чугун	$\sigma_в$, МПа	δ, %	НВ	Структура металлической основы
Кч30-6	300	6	100—163	Феррит + 10—3% перлита
Кч37-12	370	12	110—163	»
Кч60-3	600	3	200—269	Перлит + 20—0% феррита
Кч80-1,5	800	1,5	270—320	»

Ковкие чугуны широко применяются в сельскохозяйственном, автомобильном и текстильном машиностроении, в судо- и котло-, вагоно- и дизелестроении. Этот чугун идет на изготовление деталей высокой прочности, которые подвержены сильному истиранию и ударным знакопеременным нагрузкам. Большая плотность отливок ковкого чугуна позволяет изготавливать детали водо- и газопроводных установок.

К недостаткам ковкого чугуна можно отнести высокую стоимость из-за продолжительного дорогостоящего отжига.

Контрольные вопросы

1. Назовите фазы, образующиеся в системе Fe—Fe_3C, сравните их свойства.
2. Сравните фазовый и структурный составы стали и чугуна в зависимости от содержания углерода.

3. Укажите содержание углерода, фазовый состав, структуру и свойства конструкционных сталей.
4. Укажите содержание углерода, фазовый состав, свойства и структуру инструментальных сталей.
5. Сравните свойства инструментальных и конструкционных сталей и приведите области, в которых они применяются.
6. В какой форме графит может присутствовать в чугунах?
7. Приведите температуры полиморфного превращения железа.
8. Почему сера, фосфор , кислород и водород относятся к вредным примесям?

Глава 5. Основы термической обработки и поверхностного упрочнения сплавов

5.1. Общие положения и определения

Основные предпосылки для получения необходимого комплекса механических и других свойств у конструкционных сплавов закладываются при их разработке и выплавке.

Реализация же требуемых свойств осуществляется на последующих этапах обработки, преследующих цель придать сплаву не только предусмотренные чертежом форму и размеры, но и рациональное внутреннее строение, под которым следует понимать структурно-фазовый состав и дислокационную структуру, от которых непосредственно зависит комплекс требуемых свойств. Важнейшими этапами обработки сплавов являются термическая обработка и поверхностное упрочнение. Термической обработкой обеспечивается заданный уровень свойств во всем объеме детали, а поверхностным упрочнением — только в определенных наиболее нагруженных и сильно изнашиваемых местах на поверхности детали.

Под термической обработкой понимают комплекс операций нагрева и охлаждения сплава, осуществляемых по определенному режиму с целью изменения его строения и получения заданных свойств. Основу термической обработки составляет изменение структурно-фазового состава и дислокационной структуры сплава, которое может быть достигнуто путем использования таких ключевых факторов, как наличие в нем аллотропических превращений или зависящей от температуры ограниченной взаимной растворимости компонентов.

Все существующие виды термообработки, имеющие целью существенно изменить фазовую и дислокационную структуру сплавов и получить оптимальный комплекс эксплуатационных свойств, основаны на использовании одного из упомянутых факторов. При их отсутствии термообработкой можно получить лишь весьма ограниченные результаты.

В данной главе рассматриваются две наиболее распространенные разновидности термической обработки. Одна из них основана на использовании специфики превращений в сплавах, обусловленной наличием в них аллотропических превращений, а другая базируется на переменной растворимости компонентов друг в друге при нагреве и охлаждении. В обоих случаях фундаментальной основой технологии термической обработки, гарантирующей получение ожидаемых результатов, является ее режим. Он включает в себя следующие элементы: температуру нагрева, скорость нагрева до заданной температуры, время выдержки при этой температуре и скорость охлаждения.

Конкретные величины, характеризующие каждый из элементов режима термообработки, зависят от химического состава обрабатываемого сплава, размера детали и целевого назначения выполняемого вида термообработки. Варьируя эти величины, можно существенно изменять фазовую и дислокационную структуры сплава и придавать ему заданные свойства.

От температуры нагрева зависят характер происходящих в сплаве превращений и сама возможность получения после термообработки требуемой структуры. Она выбирается в зависимости от химического состава сплава и цели производимой термообработки.

Скорость нагрева выбирается таким образом, чтобы обеспечить минимальные потери времени на нагрев, и в то же время ее величина должна исключить возникновение в обрабатываемой детали опасных термических напряжений, могущих привести к короблению и растрескиванию детали, что наблюдается при слишком быстром нагреве.

Скорость нагрева зависит от теплопроводности обрабатываемого сплава, которая, в свою очередь, определяется его химическим составом. С усложнением состава теплопроводность ухудшается. Поэтому нагрев неблагоприятных по составу сплавов до определенных температур осуществляется очень медленно, а затем ускоренно. (По достижении сплавом определенной температуры и возросшей пластичности возникающие в нем даже очень высокие термические напряжения не могут вызвать изменений, заканчивающихся искривлением формы детали или растрескиванием.)

Время выдержки детали по достижении заданной температуры должно быть достаточным для ее прогрева от поверхности до сердцевины в наибольшем сечении, а также для полного завершения в сплаве тех, имеющих диффузионный характер структурно-фазовых превращений, которые должны происходить в нем при заданной температуре.

Скорость охлаждения при термической обработке является очень важным элементом режима, от которого зависят особенности приобретаемой сплавом фазовой и дислокационной структуры. Она должна быть достаточной для протекания в сплаве необходимых превращений, но не слишком большой во избежание опасных термических и фазовых напряжений, могущих вызвать растрескивание или деформацию (коробление) детали.

5.2. Термическая обработка стали

Термическая обработка стали является наиболее характерным и хорошо изученным процессом, базирующимся на наличии в ней аллотропических превращений, происходящих при нагреве и охлаждении в области определенных критических температур. Управляемые структурно-фазовые процессы в стали, которые обеспечивают получение требуемой фазовой и дислокационной структуры, происходят вследствие наличия аллотропии. Рассмотрим важнейшие из этих процессов.

5.2.1. Превращения в стали при равновесном нагреве и охлаждении

На диаграмме состояний железо—углерод стали занимают область до 2,14% С (см. рис. 4.1). Для того чтобы при термообработке стали реализовать возможности, предоставляемые аллотропическими превращениями, ее следует нагревать до температур, при которых происходят эти превращения и обусловленные ими очень важные структурно-фазовые изменения.

Сталь нагревают в специальных термических печах с пламенным или электрическим обогревом. Первое превращение стали происходит при температуре около 727 °С (см. рис. 4.1, изотерма *PSK*). Оно состоит в превращении феррито-цементитной смеси (перлит) в аустенит, являющийся твердым раствором внедрения углерода в γ-Fe, содержащий при этой температуре 0,8% С независимо от количества последнего в обрабатываемой стали.

Температура превращения перлит—аустенит (П—А) является первой критической точкой (обозначают Ac_1). При этой температуре, вследствие аллотропического превращения α-Fe → γ-Fe, образуется более равновесная, чем перлит, фаза аустенита, обладающая меньшим запасом свободной энергии. В ней растворяется весь находившийся в перлите углерод.

Напомним, что открытие критических точек в стали, осуществленное в 1868 г. знаменитым русским ученым-металлургом Д. К. Черновым, поставило термическую обработку на научную основу.

Таким образом, при нагреве стали до точки Ac_1 после определенной выдержки (необходимой для протекания приводящих к равновесию диффузионных процессов) сталь приобретает равновесный двухфазный состав соответственно: $Ф_{0,02} + П_{0,8} \to Ф_{0,02} + А_{0,8}$ (доэвтектоидная сталь) или $П_{0,8} + Ц_{6,67} \to$ $\to А_{0,8} + Ц_{6,67}$ (заэвтектоидная сталь).

При этом в феррите содержится около 0,02% С (точка *P*), в аустените — 0,8% С (точка *S*), в цементите — 6,67% С (см. рис. 4.1).

При дальнейшем повышении температуры поддержание равновесия между образовавшимися фазами обеспечивается диффузионными изменениями их химического состава. Так, в доэвтектоидных сталях составы феррита и аустенита изменяются соответственно по линиям *PG* и *SG* (т. е. в них фактически происходит растворение Ф в А).

В заэвтектоидных сталях равновесие между аустенитом и цементитом с ростом температуры поддерживается за счет растворения Ц в А, приводящего к обогащению аустенита углеродом (вплоть до 2,14% С в точке *E*) и уменьшению количества цементита.

На линиях *SG* и *SE* находятся критические температуры, при которых сталь приобретает равновесную однофазную структуру аустенита. Точки, лежащие на линии *SG*, принято обозначать Ac_3, а на линии *SE* — Ac_m. При дальнейшем нагреве доэвтектоидных сталей, начиная с температур, равных Ac_3 + (30—50) °С, наблюдается заметный рост зерна аустенита, приводящий к снижению прочности термически обработанной стали. В заэвтектоидных сталях это неблагоприятное явление происходит начиная с температур нагрева Ac_1 + (30—50) °С.

В связи с изложенным температуры нагрева стали при термической обработке обычно ограничиваются вышеуказанными величинами. (Хотя в интересах сокращения времени на обработку было бы желательно ускорять диффузионные процессы путем нагрева стали до более высоких температур.)

В соответствии с режимом термообработки после нагрева и выдержки стали при заданной, зависящей от содержания углерода температуре следует процесс охлаждения аустенита. Вначале рассмотрим, какие структурно-фазовые изменения происходят в аустените доэвтектоидной стали при равновесном, т. е. достаточно медленном, охлаждении.

По достижении определенной температуры (точки на линии *SG*) аустенит начнет распадаться (А $\to$ Ф + А) и сталь снова будет состоять из двух фаз (Ф + А). Данный процесс протекает равновесно, если их химический состав изменяется соответственно по линиям *PG* и *SG*.

Достигаемая при охлаждении критическая температура, соответствующая началу выпадения феррита из аустенита, обозначается критической точкой Ar_3. Ее величина зависит от содержания углерода в стали.

Когда температура достигнет изотермы *PSK*, равновесный фазовый состав стали будет представлен ферритом и аустенитом, содержащими соответственно 0,02 и 0,8% С.

При температуре, обозначаемой критической точкой Ar_1, аустенит превращается в перлит. Заметим, что феррит и цементит перлита, образующегося при распаде аустенита, имеют форму чередующихся пластинок (см. рис. 5.3, *а*). Таким образом, при равновесном охлаждении получается исходный равновесный структурно-фазовый состав доэвтектоидной стали: Ф + П.

Аустенит заэвтектоидной стали после равновесного охлаждения превращается в исходную смесь перлита и цементита (П + Ц). При этом начиная с температур, лежащих на линии *SE*, из него будет выделяться избыточный углерод в виде вторичного цементита, а при температуре Ar_1 он по уже знакомой реакции превратится в перлит: $А_{0,8} \rightarrow Ф_{0,02} + Ц_{6,67}$ (и сталь приобретает свою исходную равновесную заэвтектоидную структуру: П + Ц).

Как уже подчеркивалось ранее, сплав с равновесной структурой имеет такую плотность дислокаций, которая обеспечивает ему минимальный предел текучести ($\rho \approx 10^7$ см$^{-2}$). Получению низкой прочности способствует и то обстоятельство, что при равновесном, т. е. достаточно медленном, охлаждении в доэвтектоидной стали формируются довольно крупные зерна избыточного феррита.

Однако термообработка в большинстве случаев производится с целью получения у стали более высоких показателей прочности. В связи с этим режим обработки должен быть построен таким образом, чтобы получающаяся после ее завершения дислокационная структура характеризовалась более высокой плотностью дислокаций и наличием в ней элементов, затрудняющих процесс пластической деформации (дислокационные стенки, атмосферы Коттрелла, стопоры).

Кроме того, режим термической обработки должен строиться и с учетом возможности управления прочностью за счет регулирования размера зерен структурных составляющих стали.

5.2.2. Диаграмма изотермических превращений аустенита. Мартенситное превращение

Получающаяся в результате термообработки дислокационная структура стали и ее структурно-фазовый состав зависят в основном от скорости охлаждения аустенита и предопределяются содержанием углерода и легирующих элементов в стали.

С целью уяснения характера влияния скорости охлаждения аустенита на строение и свойства получающихся при его распаде продуктов рассмотрим диаграмму его изотермических превращений, т. е. таких превращений, которые происходят при постоянных температурах, лежащих ниже точки Ar_1.

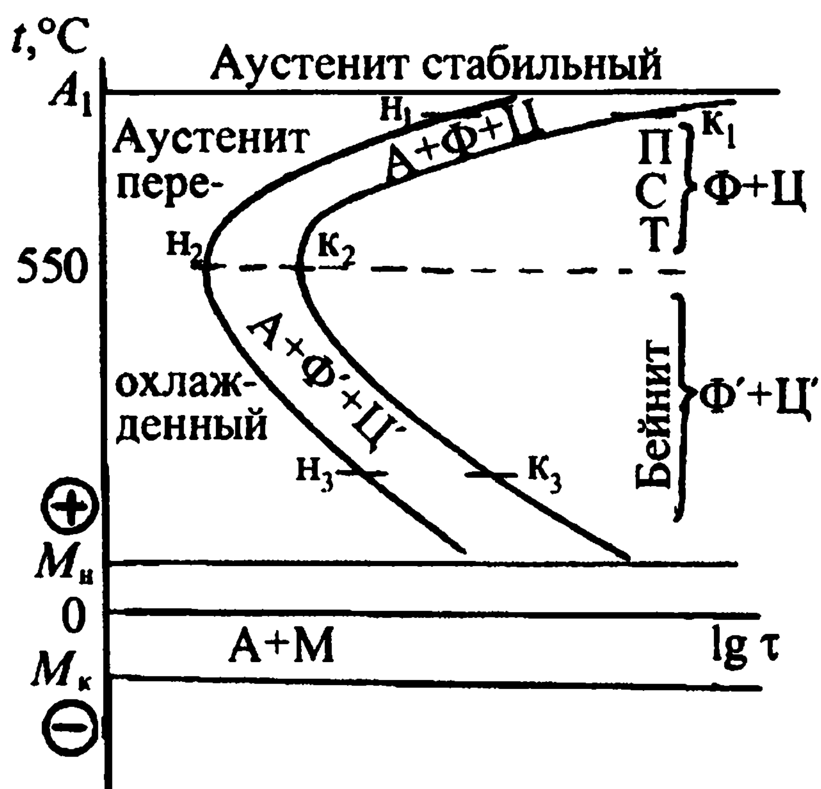


Рис. 5.1. Диаграмма изотермических превращений аустенита (0,8% С)

Диаграмма изотермических превращений аустенита эвтектоидной стали (0,8% С) имеет простой вид (рис. 5.1). Диаграмма представлена двумя кривыми (их принято называть С-кривыми). Она составлена в координатах время — температура изотермической выдержки. Время откладывается в логарифмической шкале (для укорочения последней, так как отсчет ведется в секундах).

Собственно диаграмма заключена между двумя критическими изотермами, из которых изотерма A_1 соответствует равновесному превращению аустенит—перлит, а изотерма $M_н$— началу так называемого мартенситного превращения, о котором будет сказано позже.

Левая С-кривая является геометрическим местом точек начала превращения (распада) аустенита при соответствующих температурах его изотермической выдержки — н. Время окончания превращения ограничивается правой С-кривой — к.

При построении С-кривых специальные образцы стали нагреваются до аустенитной структуры, а затем охлаждаются в ваннах с температурами в диапазоне A_1— $M_н$. При охлаждении с помощью специального прибора — дилатометра — фиксируется время начала и конца распада аустенита.

Весь диапазон температур изотермических превращений можно разбить на две части, существенно отличающиеся друг от друга по составу и особенностям строения фаз, получающихся при распаде аустенита. Границей между этими частями является температура, соответствующая выступу на С-кривых (примерно 550 °С). Для уяснения характера превращений аустенита в обеих температурных областях необходимо иметь в виду следующие два важных положения.

I. Ниже точки A_1 (Ar_1) ГЦК решетка аустенита обязательно должна бездиффузионно перестроиться в ОЦК решетку феррита, способную растворить намного меньшее количество углерода. Оказавшийся «лишним» углерод должен диффузионно выйти из ОЦК решетки и образовать карбиды железа.

Таким образом, интенсивность распада аустенита и характер образующихся при этом продуктов должны зависеть от уровня температуры, определяющей скорость диффузии углерода.

II. Основной причиной аллотропического превращения является стремление сплава обладать минимумом свободной энергии, следовательно, чем ниже температура переохлажденного аустенита при изотермическом превращении, тем сильнее окажется его склонность к распаду.

Рассмотрим характер превращений аустенита в верхней области температур (выше 550 °C). Прежде всего подчеркнем, что в этой области температур диффузионные процессы протекают достаточно эффективно. В связи с этим находившиеся ранее в ГЦК решетке аустенита атомы углерода имеют возможность выходить из бездиффузионно образовавшейся ОЦК решетки, тем самым обеспечивая возможность формирования ферритной фазы с равновесным (т. е. незначительным) содержанием растворенного в ней углерода.

По этой же причине создаются благоприятные условия для образования освобождающимися из раствора атомами углерода пластинок карбидной фазы, приобретающей стабильный состав цементита Fe_3C.

В связи с изложенным для всей рассматриваемой температурной области характерна такая реакция распада аустенита (А → Ф + Ц), которая означает, что он превращается в смесь нормальных (равновесных) по составу двух фаз: Ф + Ц.

Началу распада аустенита предшествует подготовительный, или инкубационный, период (см. рис. 5.1). При снижении температуры его продолжительность уменьшается, что объясняется усилением склонности сплава к переходу в такое состояние, которое обеспечивает ему меньший запас свободной энергии. В связи с этим не только ускоряется процесс, но и уменьшается расстояние между С-кривыми (т. е. сокращается время распада аустенита).

Таким образом, при снижении температуры изотермической выдержки, с одной стороны, ослабляется интенсивность диффузионных процессов при распаде аустенита, а с другой — уменьшается время, в течение которого происходит распад. Оба эти фактора обусловливают уменьшение размера образующихся при распаде аустенита пластинок феррита и цементита (что неминуемо должно отразиться на прочности продуктов распада). Поэтому весь диапазон температур выше выступа С-кривых условно принято делить на три части, в каждой из которых образуются разные по свойствам продукты распада аустенита.

В верхней части образуется наиболее крупнопластинчатая, грубодисперсная смесь (Ф + Ц), обладающая наименьшей твердостью. Ее называют собственно перлитом (П). Образующийся в средней части сорбит (С) состоит из более мелких пластинок (Ф и Ц). Он более тверд. В нижней части образуется самая мелкопластинчатая, тонкодисперсная смесь, называемая троститом Т, обладающим еще более высокой твердостью.

На рис. 5.2, 5.3 представлены фотографии, на которых виден пластинчато-фазовый состав этих продуктов.

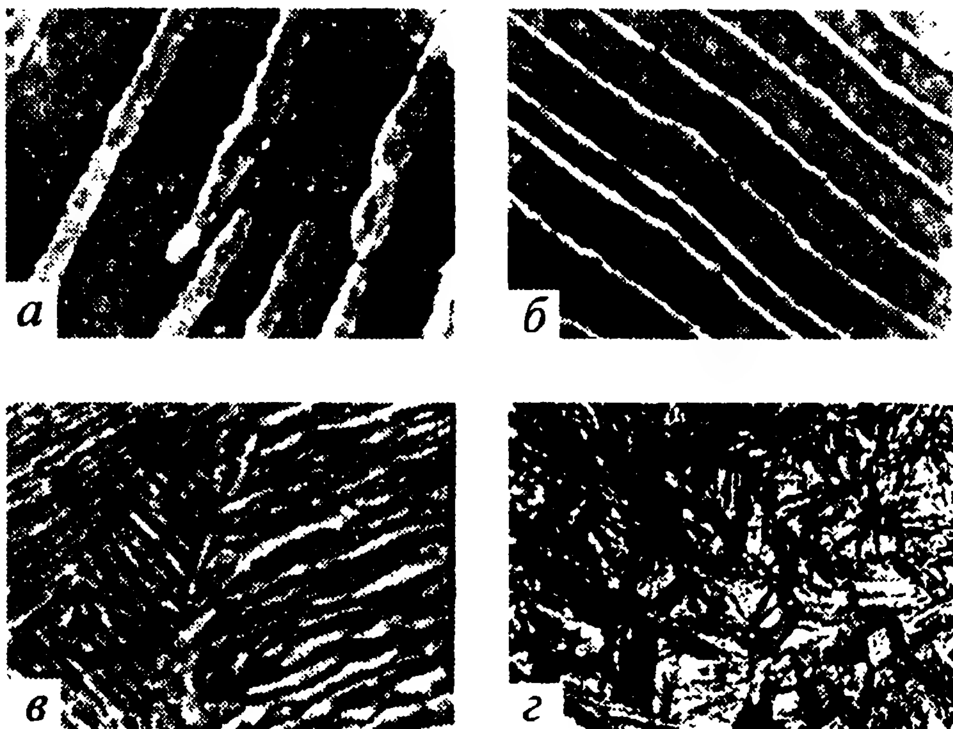


Рис. 5.2. Фото микроструктур:
а — перлита, ×7500, *б* — сорбита, ×7500; *в* — тростита, ×1500; *г* — мартенсита, ×250

Распад аустенита в области температур ниже выступа происходит при явно недостаточной скорости диффузионных процессов. Это в данной области является доминирующим обстоятельством, предопределяющим характер формирования образующихся при распаде продуктов, называемых *бейнитами* в честь американского ученого Бейна, впервые исследовавшего изотермические превращения аустенита. Скорость работы механизма формирования новых фаз в этих условиях полностью зависит от интенсивности диффузии. При $M_н$ диффузия прекращается полностью.

Сказанное проявляется прежде всего в увеличении продолжительности инкубационного периода и постепенном увеличении расстояния между нижними ветвями С-кривых.

По вышеуказанным причинам образующиеся при изотермическом распаде аустенита в этой области фазы Ф′ и Ц′ должны отличаться от Ф и Ц и создавать структуры, отличающиеся от П, С и Т. С понижением температуры распада твердость бейнита должна возрастать, так как больше углерода остается в пересыщенном α-Fe (Ф′) (см. рис. 5.1).

Чтобы понять происходящие в рассматриваемой области процессы, необходимо исходить из того, что в ней (как и в предыдущей области) без особых трудностей совершается только бездиффузионный процесс перестроения ГЦК решетки в ОЦК, приводящий к образованию пересыщенного раствора углерода в α-Fe (Ф′).



Рис. 5.3. Фото строения перлита (*а*), сорбита (*б*), тростита (*в*), ×1500

Однако для успешного завершения процесса выхода из раствора атомов углерода и формирования нормальных по составу и строению феррита и цементита необходимы такие же, как в верхней области, диффузионно-температурные условия.

В условиях резкого замедления диффузионных процессов в рассматриваемой области образовавшийся в результате аллотропического превращения пересыщенный твердый раствор углерода в α-Fe не может полностью освободиться от излишнего количества растворенного углерода.

Следовательно, образующаяся при распаде аустенита в данной области фаза на основе α-Fe — Ф′ должна представлять собой пересыщенный твердый раствор углерода в α-Fe, тем более отличающийся по содержанию углерода от феррита, чем ниже температура превращения.

К а р б и д н а я   ф а з а Ц′, образующаяся в данной области при выходе углерода из пересыщенного твердого раствора, должна по составу и строению несколько отличаться от цементита. С понижением температуры это отличие должно возрастать, а количество образующейся фазы, естественно, должно уменьшаться, поскольку уменьшается количество высвобождающегося из раствора углерода. Благодаря снижению активности диффузионных процессов состав образующихся карбидов Ц′, по-видимому, должен отличаться от Fe_3C и представлять какие-то промежуточные соединения Fe_xC.

Таким образом, при распаде аустенита в нижней температурной области диаграммы изотермических превращений (см. рис. 5.1) образуется смесь пересыщенного твердого раствора углерода в α-Fe и специфического карбида железа: Ф′ + Ц′, тем более отличающаяся от смеси Ф + Ц, чем ниже температура превращения.

По мнению ряда исследователей, при бейнитном превращении из аустенита предварительно выделяется какое-то количество углерода, в результате чего образуются частицы карбида железа.

Несколько обедненный при этом аустенит затем превращается в пересыщенный твердый раствор углерода в α-Fe — мартенсит М.

Если переохладить аустенит до точки $M_н$, то начнется так называемое мартенситное превращение, происходящее при непрерывном охлаждении в интервале температур от точки $M_н$ до точки $M_к$, лежащей ниже 0 °С при С $\geqslant$ 0,8%. Суть его состоит в том, что в этих условиях происходит только бездиффузионное аллотропическое превращение γ-Fe в α-Fe. Что касается растворенных в аустените атомов углерода, то вследствие отсутствия диффузионных процессов они не могут выйти из образовавшейся новой решетки и поэтому остаются в ней, внося в нее существенные изменения и внутренние напряжения.

Важнейшим условием А—М-превращения является непрерывное охлаждение аустенита в интервале от $M_н$ до $M_к$. При остановках фиксируется нераспавшийся аустенит с неприятными последствиями (снижение твердости, изменение со временем размеров и т. д.).

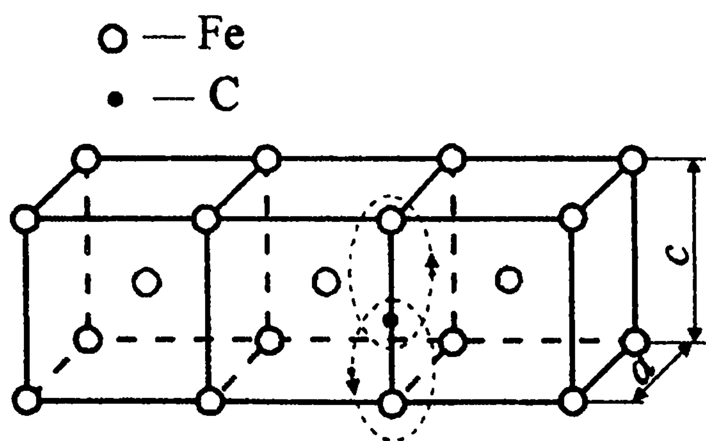


Рис. 5.4. Схема трехцентровой ковалентной связи Fe—C—Fe в кристаллической решетке мартенсита

Образующийся таким образом продукт — мартенсит — представляет собой пересыщенный, а потому неравновесный твердый раствор внедрения углерода в α-Fe. Он имеет игольчатую микроструктуру (см. рис. 5.2, *г*).

Еще раз подчеркнем, что главной причиной пересыщенности решетки мартенсита углеродом является отсутствие при температурах его образования необходимых по интенсивности диффузионных процессов.

В связи со значительной пересыщенностью элементарная ячейка кристаллической решетки мартенсита оказывается несколько вытянутой по оси *oz* и из кубической превращается в тетрагональную при $\frac{c}{a} > 1$ (рис. 5.4).

Атомы растворенного в мартенсите углерода размещаются в октаэдрических порах ячеек, как показано на рис. 5.4. Отношение c/a называется степенью тетрагональности мартенсита. Оно тем больше, чем больше углерода растворено в мартенсите.

Согласно современным взглядам об электронном строении кристаллической решетки мартенсита, находящийся в октапоре атом углерода двумя из четырех своих валентных электронов образует ковалентные связи с двумя ближайшими атомами железа (см. рис. 5.4). Остальные же два валентных электрона переходят в электронный газ, образуя металлическую связь между атомами решетки.

Образующиеся в мартенсите трехцентровые ковалентные связи Fe—C—Fe почти на порядок сильнее металлических. К тому же они являются очень жесткими связями, допускающими лишь небольшие упругие деформации, превышение которых влечет полное скачкообразное исчезновение взаимодействия. Эти особенности межатомного взаимодействия в мартенсите, сочетающие металлическую и ковалентную связи в его кристаллической решетке, являются основной причиной, предопределяющей его очень высокую твердость и хрупкость.

Имеются и другие факторы, которые вносят важный вклад в формирование вышеупомянутой специфики свойств мартенсита, в частности высокий уровень остаточных внутренних напряжений и большая плотность дислокаций.

В заключение напомним, что образование пересыщенного твердого раствора углерода в α-Fe происходит и при бейнитном превращении аустенита, начиная с выступа С-кривых. Но в бейните в связи с образованием карбидной фазы не весь углерод оказывается растворенным в α-Fe. В связи с этим

малой скоростью (менее 100 °С/ч) в камере печи с отключенными источниками теплоты (рис. 5.6).

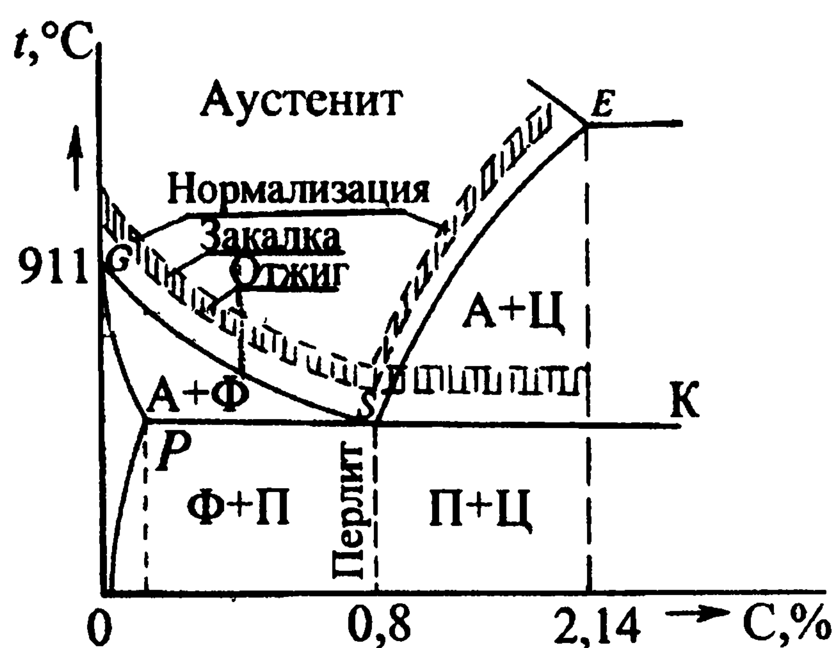


Рис. 5.6. Температура нагрева стали при основных видах термообработки в зависимости от содержания углерода

Заэвтектоидную сталь при отжиге нельзя нагревать выше точки Ac_m (линия *SE*), так как образующаяся при очень медленном охлаждении вокруг зерен перлита цементитная сетка затрудняет механическую обработку заготовки резанием и охрупчивает сталь. Умягчению стали при отжиге способствует очень малая плотность дислокаций.

Диффузионный отжиг, или гомогенизация, является разновидностью отжига, применяемого с целью устранения в легированной стали (как и в других сплавах) дендритной ликвации.

При диффузионном отжиге с целью интенсификации диффузионных процессов сталь нагревается до 1000—1100 °С и подвергается длительной выдержке (18—24 ч). Для устранения крупнозернистости после гомогенизации производится обыкновенный отжиг, или нормализация.

Рекристаллизационный отжиг. Этот вид отжига производится с целью устранения наклепа холоднодеформированного металла. Напомним, что наклепанный металл очень тверд и хрупок, его кристаллическая решетка вследствие высокой плотности дислокаций и наличия большого числа других дефектов (вакансий, перемещенных в междоузлия атомов), а также из-за искажений и больших внутренних напряжений находится в неравновесном состоянии, обладая большим запасом избыточной свободной энергии. В сильно наклепанном металле из-за слияния дислокаций в местах их скопления наблюдаются опасные дефекты — зародыши трещин.

Следовательно, в ряде случаев наклеп приходится устранять. Для этого требуется нагрев, стимулирующий диффузионные процессы. Наклеп можно устранить, применяя уже рассмотренный обыкновенный отжиг. Однако рекристаллизационный отжиг из-за значительно более низкой температуры и намного меньшей продолжительности его проведения при практически одинаковых результатах более предпочтителен.

Температура нагрева при этом виде отжига выбирается на 150—250 °С выше температуры рекристаллизации ($T_р$) обрабатываемого сплава. Это наименьшая температура, необходимая для протекания в наклепанном металле процессов, возвращающих ему исходные (до деформации) значения характеристик механических и других свойств.

Температура рекристаллизации зависит от состава сплава и связана с температурой его плавления уравнением $T_р = \alpha T_{пл}$ (где $T_{пл}$ выражена в К; α — коэффициент, зависящий от природы сплава). Для углеродистых сталей и не сложных по составу сплавов он составляет 0,4, а у легированных сталей и сложных сплавов твердых растворов достигает 0,6—0,8.

Рекристаллизационный отжиг углеродистой стали производится при температуре нагрева в пределах 600—700 °С.

Во время нагрева и выдержки в холоднодеформированном металле происходят рекристаллизационные процессы, суть которых сводится к таким следующим друг за другом по мере нагрева и выдержки явлениям, как аннигиляция (самоликвидация) противоположных по знаку дислокаций, выстраивание дислокационных стенок (из леса дислокаций) и, наконец, зарождение и рост новых равновесных зерен. Причем если первые два явления происходят при $T < T_р$, то зарождение новых зерен происходит только при $T \geqslant T_р$.

Заметное укрупнение рекристаллизованных зерен за счет поглощения более крупными зернами соседних мелких (собирательная рекристаллизация) происходит по окончании процесса формирования новых зерен из материала разрушенных старых. Для этого требуются продолжительные выдержки при повышенных температурах.

В рекристаллизованном металле плотность дислокаций составляет 10^7 см$^{-2}$, поэтому он имеет низкие прочностные характеристики и высокую пластичность.

Наклеп необходимо устранять после холодной обработки металла давлением, производимой при $T < T_р$ (ковка, штамповка, тонколистовая прокатка и в других случаях).

Нормализация. Особенностями режима этого вида термообработки являются температура нагрева (на 30—50° выше линии *GSE*, см. рис. 5.6) и охлаждение на спокойном воздухе. Эти особенности обусловлены специфическими целями нормализации. Применительно к доэвтектоидным сталям, особенно низкоуглеродистым (0,05—0,25% С), нормализация за более короткое время и при большей простоте режима охлаждения позволяет получить те же результаты, что и при отжиге, т. е. весьма эффективное измельчение зерна у литых и кованых заготовок.

Так как охлаждение на воздухе обеспечивает более высокую степень переохлаждения аустенита, чем при отжиге, то продукты его распада оказываются более дисперсными, а плотность генерируемых дислокаций приближается к 10^8 см$^{-2}$. Вследствие этого нормализацией можно получить более благоприятную мелкозернистую структуру стали, обладающую повышенными прочностными свойствами.

В ряде случаев, когда от материала изделия не требуется повышенных прочностных свойств, нормализация заменяет закалку. Особенно это касается деталей из низкоуглеродистой стали, для которых применение закалки исключается из-за очень высокой критической скорости закалки.

При нормализации заэвтектоидных сталей из-за ускоренного выделения из аустенита избыточного (вторичного) цементита (в интервале температур Ac_m—Ar_1) нежелательная цементитная сетка вокруг перлитных зерен не образуется. В связи с этим одной из целей нормализации является разрушение упомянутой сетки у заэвтектоидных сталей.

Закалка. Исторически сложившееся понятие «закалка» предполагает такую термообработку, при которой сталь приобретает неравновесную структуру, что прежде всего выражается в повышении твердости стали. В связи с этим к закалке можно отнести термообработку на сорбит, тростит, бейнит и мартенсит. Степень неравновесности продуктов закалки с увеличением скорости охлаждения повышается и возрастает от сорбита к мартенситу.

Закалку на мартенсит принято считать истинной закалкой. Важнейшим преимуществом истинной закалки является возможность получения из мартенсита за счет последующего отпуска продуктов с такими ценными комплексами свойств, которые другими видами термообработки получить невозможно.

В связи с этим истинная закалка по сравнению с другими ее видами получила более широкое применение как предварительная обработка перед следующим за ней отпуском. Режим истинной закалки включает нагрев до температуры на 30—50° выше линии *GSK* (см. рис. 5.6) и охлаждение со скоростью не ниже критической ($v_к$, см. рис. 5.5).

Критическая скорость закалки имеет очень важное значение. От нее зависит такое технологическое свойство стали, как прокаливаемость, т. е. способность закаливаться на определенную глубину. Чем меньше величина $v_к$, тем на большую глубину от поверхности детали распространяется закалка (поскольку фактическая скорость охлаждения по мере увеличения расстояния от поверхности уменьшается и на каком-то удалении может оказаться меньше $v_к$). Критическая скорость закалки зависит от стабильности аустенита, которая, в свою очередь, определяется количеством растворенных в нем углерода и легирующих элементов.

Таким образом, введением в сталь углерода и легирующих элементов можно повысить прокаливаемость.

Прокаливаемость принято оценивать с помощью специальных цилиндрических образцов по глубине залегания в них полумартенситного слоя при охлаждении торца нагретого образца струей холодной воды. Полумартенситным принято считать слой стали, содержащий 50% М и 50% Т.

Поскольку изменение скорости охлаждения от поверхности в глубь детали зависит от температуры и рода охлаждающей среды, то при оценке прокаливаемости следует учитывать и эти факторы.

Одной из целей легирования конструкционных сталей является уменьшение критической скорости закалки и получение сквозной прокаливаемости изготовленных из них деталей при закалке не только в воде, но и в более

мягких охлаждающих средах (масле, теплой воде, на воздухе). От резкости охлаждающей среды зависит уровень термических и фазовых напряжений и вероятность образования трещин в детали или ее коробления. В связи с изложенным при закалке предпочтительны более мягкие закалочные среды.

При закалке режущего инструмента из высокоуглеродистой стали с целью уменьшения внутренних напряжений применяют охлаждение в двух средах. При этом кратковременным в течение нескольких секунд охлаждением в воде обеспечивается переохлаждение аустенита до температуры несколько выше точки $M_н$. Дальнейшее охлаждение производится в мягкой среде — минеральном масле, вследствие чего мартенситное превращение происходит с меньшим уровнем возникающих внутренних напряжений. Такую закалку принято называть прерывистой или закалкой в двух средах.

Обработка холодом. При закалке в обычных охлаждающих средах в стали наряду с мартенситом сохраняется какое-то количество остаточного аустенита, тем большее, чем ниже точка $M_к$.

У высокоуглеродистых сталей и особенно у сталей с достаточно высоким содержанием легирующих элементов точка $M_к$ лежит ниже комнатной температуры, а зачастую и ниже 0 °С. В связи с этим при обычной закалке в них сохраняется много остаточного аустенита. Его наличие снижает твердость закаленной стали и ее теплопроводность, что для режущего инструмента является особенно нежелательным.

В течение определенного времени остаточный аустенит претерпевает фазовые превращения, приводящие к изменению размеров изделия. Это крайне недопустимо для мерительного инструмента (скобы, пробки, шаблоны и т. д.).

Учитывая изложенные выше нежелательные явления, связанные с остаточным аустенитом, А. П. Гуляев в 1937 г. предложил обработку холодом. Сущность этой обработки состоит в том, что для устранения остаточного аустенита после обычной закалки изделие помещают в холодильную камеру с температурой, равной или близкой к точке $M_к$ обрабатываемой стали (обычно около –80 °С). При этом продолжается мартенситное превращение, и она приобретает структуру мартенсита с минимальным количеством неизбежно сохраняющегося остаточного аустенита.

Таким образом, суть обработки холодом состоит в продолжении мартенситного превращения в стали после обычной закалки. В результате обработки холодом повышается твердость и стабилизируются размеры изделия, что очень важно для режущего и мерительного инструмента.

Отпуск стали. Отпуском называется операция нагрева закаленной стали для уменьшения имеющихся в ней остаточных напряжений и придания ей комплекса механических и других свойств, которые необходимы для долголетней эксплуатации изделия.

При отпуске закаленной на мартенсит стали в ней происходят превращения, приводящие к распаду мартенсита и образованию равновесного

структурно-фазового состава. Интенсивность и результат этих превращений зависят от температуры отпуска.

С целью недопущения аллотропических превращений отпуск производится при температурах ниже точки Ac_1. Однако поскольку от температуры зависят степень распада мартенсита и комплекс получаемых при этом физико-механических и других свойств, то температуру отпуска выбирают в зависимости от функционального эксплуатационного назначения изделия.

В процессе многолетней эксплуатационно-производственной практики сложились три основные группы изделий, требующие для их успешной эксплуатации «своих» специфических комплексов вязкостно-прочностных и других свойств.

В первую группу входят режущий и мерительный инструменты, а также штампы для холодной штамповки. От их материала требуются высокая твердость (свыше 58 HRC) и хотя бы небольшой запас вязкости.

Вторую группу составляют пружины, рессоры и другие изделия, от материала которых требуется сочетание высокого предела упругости с удовлетворительной вязкостью.

Третья группа изделий включает большинство деталей машин, испытывающих статические и особенно динамические или циклические нагрузки. При длительной эксплуатации изделий от их материала требуется сочетание удовлетворительных прочностных свойств с максимальными показателями вязкости.

Следовательно, в зависимости от температуры нагрева существует три вида отпуска: низкотемпературный (низкий), среднетемпературный (средний) и высокотемпературный (высокий).

Отпуск преследует цель не просто устранить внутренние напряжения в закаленной стали (этого можно добиться, применяя один-единственный вид отпуска при температуре несколько ниже точки Ac_1). Он является средством придания стали требуемого комплекса свойств. И еще очень важно иметь в виду: при увеличении температуры отпуска возрастает степень диффузионного распада мартенсита на ферритно-цементитную смесь, что обусловливает уменьшение прочностных свойств стали и повышение ее вязкости.

Таким образом, при нагреве и выдержке создаются условия для протекания диффузионных процессов в пересыщенной углеродом ОЦК решетке мартенсита, превратившейся в тетрагональную.

Низкотемпературный (низкий) отпуск производится при 150—180 °С, а для легированных сталей — до 250 °С. В этом случае при низкой интенсивности диффузионных процессов в мартенсите происходит только начальная стадия к его переходу в равновесное состояние.

При низком отпуске мартенсит лишь частично освобождается от пересыщающих его решетку атомов углерода. Поэтому основу мартенсита отпуска составляет все еще пересыщенный твердый раствор углерода в α-Fe.

Однако в нем несколько уменьшается число охрупчивающих его трехцентровых ковалентных Fe—C—Fe-связей. Освобождающийся при этом углерод еще не может образовать стабильного карбида железа в виде частиц цементита Fe_3C, обособившихся от кристаллической решетки мартенсита.

Поэтому в мартенсите отпуска образуются лишь высокодисперсные частички карбидов промежуточного состава (Fe_xC), когерентно связанные с его решеткой (такая связь означает, что пограничные атомы этих карбидных образований одновременно входят в состав ячеек матричной решетки мартенсита). Часть из освободившихся атомов углерода вместе с имеющимися в стали атомами азота образуют вокруг дислокаций атмосферы Коттрелла.

Из вышеизложенного следует, что при низком отпуске наряду с процессами, обусловливающими разупрочнение мартенсита из-за частичного выхода из него атомов углерода (уменьшение числа ковалентных Fe—C—Fe-связей, частичное устранение искажений решетки и остаточных внутренних напряжений), происходят процессы и противоположного характера. К ним относятся образование стопоров в виде высокодисперсных карбидных включений и атмосфер Коттрелла, затрудняющих работу дислокационного механизма пластической деформации. При низком отпуске плотность дислокаций снижается лишь незначительно, оставаясь на уровне 10^{11}—10^{12} $см^{-2}$ в зависимости от содержания углерода.

Таким образом, образующийся в результате низкого отпуска отпущенный мартенсит $М_о$ обладает более благоприятным комплексом механических свойств, сочетающим высокий уровень твердости с некоторым, хотя и небольшим, запасом вязкости и пластичности.

В связи с этим низкому отпуску подвергают изделия первой группы, включающей в себя режущий и мерительный инструмент, а также штампы для холодной штамповки и цементированные детали (для обеспечения высокой износостойкости цементированного слоя).

Среднетемпературный (средний) отпуск производится при температуре от 350 до 450 °С (иногда до 470 °С). При таком нагреве завершается распад мартенсита, приводящий к образованию нормальных по составу и внутреннему строению феррита и цементита. Однако вследствие все еще недостаточной интенсивности диффузионных процессов размер зерен образующихся фаз оказывается очень малым.

Образующийся при среднем отпуске продукт называется троститом отпуска $Т_о$. В нем, в отличие от тростита закалки, цементит представлен не пластиночками, а в виде мельчайших зерен, что обусловливает его более высокую вязкость в сравнении с троститом закалки.

Вследствие происходящих в мартенсите при среднем отпуске диффузионных процессов почти устраняются ковалентные Fe—C—Fe-связи и искажения ОЦК решетки α-Fe, уменьшается плотность дислокаций (до 10^9—10^{10} $см^{-2}$),

ликвидируются («рассасываются») атмосферы Коттрелла, а также снижается уровень остаточных напряжений.

Сложившиеся у T_0 фазовая и дислокационная структуры обеспечивают материалу изделий благоприятный для пружин, рессор и им подобных изделий комплекс механических свойств, т. е. высокий предел упругости, сочетающийся с вполне удовлетворительной для изделий этой группы вязкостью.

Высокотемпературный (высокий) отпуск осуществляется при 500—650 °С. При таких условиях нагрева при усилившихся диффузионных процессах происходит образование более крупных, чем у T_0, зерен феррита и цементита, сопровождающееся дальнейшим снижением плотности дислокаций (до 10^8—10^9 см$^{-2}$) и практически полным устранением остаточных напряжений.

Получающийся при высоком отпуске продукт распада мартенсита, называемый сорбитом отпуска C_0, обладает максимальной для стали вязкостью, сочетающейся с удовлетворительными показателями прочности. Такой комплекс является идеальным для деталей машин, подвергающихся динамическим и циклическим нагрузкам. Благодаря этому преимуществу термическую обработку, сочетающую закалку и высокий отпуск, издавна называют *улучшением*.

Отпуск при более высоких температурах (близ точки Ac_1) нецелесообразен вследствие черезмерного роста зерен цементита, что приводит к образованию структуры зернистого перлита и, как следствие, к значительному снижению прочности и особенно вязкости.

5.3. Понятие о термомеханической обработке стали

Поиски путей совершенствования дислокационной структуры, получаемой у стали в результате термической обработки, привели к появлению нового вида обработки, сочетающего пластическую деформацию аустенита с проводимой сразу после нее закалкой и последующим низким отпуском. Этот вид обработки получил название термомеханической обработки (ТМО).

ТМО позволяет получить у стали более высокие прочностные и вязкостно-пластические свойства, чем после обычной закалки и низкого отпуска. Дополнительный положительный эффект при ТМО объясняется предварительным наклепом аустенита во время пластической деформации. Последствия этого наклепа передаются мартенситу в виде дополнительных, возникших при наклепе дислокаций, которые, складываясь с дислокациями, возникающими при последующем мартенситном превращении, создают более плотную (до 10^{13} см$^{-2}$) дислокационную структуру.

Учитывая, что формирование дислокаций первого и второго поколений происходит разновременно, такая высокая плотность дислокаций не порождает возникновения трещин при закалке. Образовавшийся таким путем мар-

тенсит из-за повышенной плотности дислокаций приобретает благоприятное напряженно-деформированное состояние, обеспечивающее ему при последующем низком отпуске более скоротечный начальный этап распада. Образующийся к концу упомянутого этапа мартенсит отпуска имеет более высокую, чем обычно, плотность дислокаций при меньшем уровне остаточных напряжений. Такие особенности внутреннего строения прошедшей ТМО стали обеспечивают ей, с одной стороны, более высокую прочность, а с другой — повышенные значения пластичности и вязкости.

Применяя ТМО, можно повысить у стали $\sigma_в$ до 3000 МПа при δ = 6—8%, в то время как при обычной закалке и низком отпуске эти показатели составляют соответственно около 2000 МПа и 3—4%.

Существуют две разновидности ТМО: высокотемпературная — ВТМО, низкотемпературная — НТМО. При ВТМО аустенит деформируют при температуре несколько выше Ac_3 до степени деформации 20—30%. При НТМО производится деформация переохлажденного до 400—600 °С аустенита. Степень деформации — 75—90%.

Более предпочтительна ВТМО, при которой в дополнение к сказанному сталь приобретает более высокие значения вязкости разрушения K_{Ic} (трещиностойкости), работы распространения трещины КСТ и сопротивления усталости при пониженной критической температуре хрупкости t_{50} и меньшей чувствительности к концентраторам напряжений.

5.4. Понятие о термообработке сплавов с переменной растворимостью компонентов

Термическая обработка многих цветных сплавов, например алюминиевых, титановых и других, основана на наличии у них ограниченной, зависящей от температуры взаимной растворимости компонентов. При отсутствии такой зависимости термообработка с целью существенного изменения свойств сплава невозможна.

Данный вид термообработки производится с целью упрочнения сплавов. Его принципиальная схема предусматривает нагрев двухфазного сплава до температуры полного растворения избыточной фазы и получения однофазного строения (см. рис. 3.5, область выше линии *FC*). Затем сплав быстро охлаждают (закалка) для получения однофазной структуры пересыщенного твердого раствора с последующим повторным нагревом до более низкой температуры для формирования в закаленном сплаве эффективной фазовой и особенно дислокационной структуры.

Рассмотрим эту схему применительно к термообработке дюралюминов, основу которых составляют сплавы начального участка системы Al—Cu

(рис. 5.7). Содержание меди в них несколько ниже *C′*. При закалке сплава *1* он нагревается выше точки *t* и после некоторой выдержки быстро охлаждается в воде. При этом фиксируется пересыщенный, нестабильный твердый раствор α меди в алюминии. Данный раствор является раствором замещения. В нем, в отличие от растворов внедрения, не могут возникать существенные искажения кристаллической решетки, большие внутренние напряжения или другие более сильные, чем металлическая, виды межатомной связи. В связи с этим закалка не приводит к значительному повышению прочностных свойств, в частности твердости.

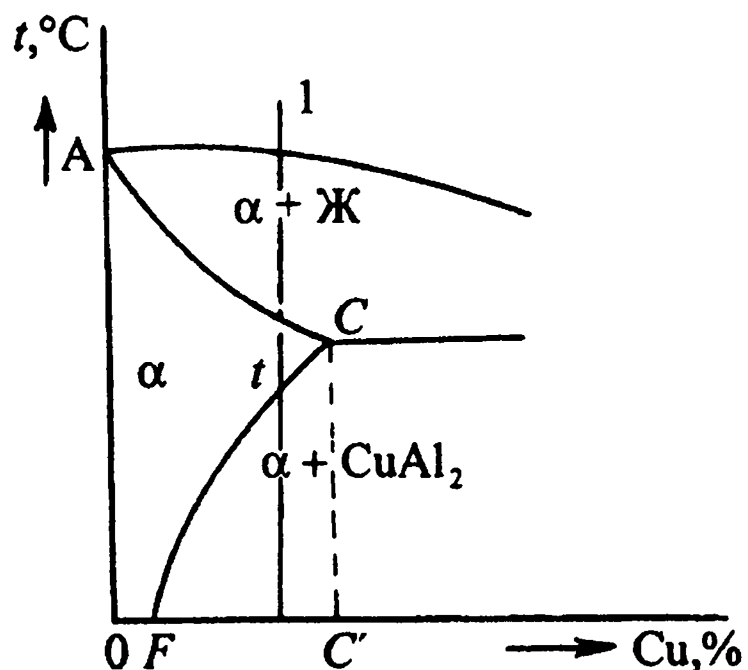


Рис. 5.7. Начальный участок диаграммы состояний системы Al— Cu

Однако правильно выбранным после закалки нагревом — старением — можно существенно изменить дислокационную структуру сплава и повысить его твердость в два-три раза. При старении в зависимости от температуры нагрева в пересыщенном твердом растворе происходят следующие стадии его распада.

1. Образование так называемых зон Гинье—Престона (ГП), представляющих собой высокодисперсные дискообразные участки твердого раствора, сильно обогащенные растворенным компонентом (в данном случае медью). Диаметр зон ГП составляет 10—50 нм, а толщина — несколько атомных слоев.

Температура начальной стадии распада зависит от природы компонентов. Для алюминиевых сплавов она колеблется от комнатной до 50—80 °С. Чем ниже температура, тем больше предолжительность этой стадии. Например, при обработке дюралюминов при комнатной температуре она требует до 5—6 сут, а при 50—80 °С — до 3 сут.

2. Образование неустойчивых, метастабильных высокодисперсных частиц химических соединений, состав и кристаллическое строение которых по мере повышения температуры изменяются. Число этих частиц очень велико, а расстояния между ними слишком малы для свободного перемещения дислокаций.

Важной отличительной чертой образующихся метастабильных химических соединений является наличие у них когерентной связи с кристаллической решеткой обедненного основного раствора.

Данная стадия происходит при более высоких температурах (80—150 °С у алюминиевых сплавов). Ее продолжительность — до суток.

3. Образование стабильных, обособившихся частиц химического соединения, хорошо различимых в нормальном α-растворе при наблюдении в

микроскоп. У дюралюминов такими частицами являются зерна $CuAl_2$, наблюдаемые в нормальном α-растворе. Эти зерна на несколько порядков крупнее включений необособившейся метастабильной фазы. Расстояния между ними достаточно велики для свободного прохода дислокаций.

Для формирования наиболее эффективной дислокационной структуры, обеспечивающей заметное торможение дислокаций и значительное упрочнение сплава, применяется старение, происходящее на 1-й и 2-й стадиях распада.

У алюминиевых сплавов 1-я стадия распада происходит при комнатной температуре. Такое старение принято называть *естественным*, т. е. не требующим специального нагрева. Старение на 2-й стадии распада называется *искусственным*.

У более тугоплавких сплавов обе стадии старения протекают при температурах, намного превышающих комнатную («естественную»), поэтому им назначается только искусственное старение.

Легко понять, что главной причиной упрочнения рассматриваемых сплавов после закалки и старения является формирование зон ГП и высокодисперсных необособившихся частиц метастабильного химического соединения, которые представляют собой эффективные стопоры в дислокационной структуре этих сплавов. Старению подвергаются некоторые марки жаропрочных сталей и сплавов, включая никелевые.

Что касается дислокаций, то они формируются источниками Франка—Рида во время закалки под воздействием возникающих в сплаве термических и фазовых напряжений. Плотность дислокаций при старении вплоть до наступления 3-й стадии заметно не уменьшается. Более того, во время пластической деформации при нагружении сами упомянутые стопоры являются факторами, способствующими формированию источников Франка—Рида и генерированию новых дислокаций. Третья стадия старения приводит к разупрочнению сплава вследствие снижения плотности дислокаций и образования крупных, разрозненных включений стабильного химического соединения $CuAl_2$ в нормальном α-растворе.

5.5. Поверхностное упрочнение металлов и сплавов

5.5.1. Химико-термическая обработка. Общие закономерности

Химико-термической обработкой (ХТО) называют обработку, заключающуюся в сочетании термического и химического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя детали в необходимом направлении. При этом происходит поверхностное насыщение ме-

таллического материала соответствующим элементом (C, N, B, Al, Cr, Si, Ti и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре.

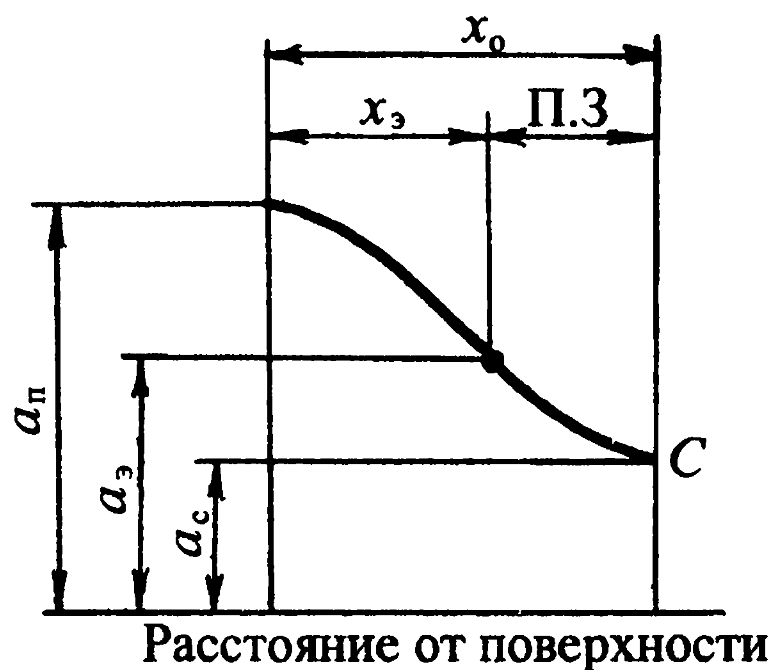


Рис. 5.8. Схема диффузионного слоя: П З — переходная зона; C — сердцевина; $x_о$ — общая толщина диффузионного слоя; $x_э$ — эффективная толщина диффузионного слоя; $a_п$ — значение базового параметра у поверхности; $a_э$ — предельное значение базового параметра, установленное для эффективной толщины; $a_с$ — значение базового параметра для сердцевины

Широкое применение ХТО в различных областях техники объясняется тем, что большинство деталей машин и механизмов работают в условиях износа, кавитации, циклических нагрузок, коррозии при криогенных или высоких температурах, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях металла. ХТО металлов и сплавов как с целью их поверхностного упрочнения, так и для зашиты от коррозии повышает надежность и долговечность деталей машин.

ХТО включает следующие основные взаимосвязанные стадии: 1) образование активных атомов в насыщающей среде и диффузию их к поверхности обрабатываемого металла; 2) адсорбцию образовавшихся активных атомов поверхностью насыщения; 3) диффузию — перемещение адсорбированных атомов внутри металла.

Развитие процесса диффузии приводит к образованию диффузионного слоя, под которым понимают слой материала детали у поверхности насыщения, отличающийся от исходного по химическому составу, а значит, структуре и свойствам (рис. 5.8). Материал детали под диффузионным слоем, не затронутый воздействием насыщающей активной среды, называется сердцевиной. Кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до сердцевины составляет общую толщину диффузионного слоя. При контроле ХТО чаще пользуются эффективной толщиной диффузионного слоя, под которой понимают кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до мерного участка, характеризуемого установленным предельным номинальным значением базового параметра. Под базовым параметром диффузионного слоя понимают параметр материала, служащий в данном испытании критерием изменения качества в зависимости от расстояния от поверхности насыщения. В качестве базового параметра принимают или концентрацию диффундирующего элемента, или свойства, или структурный признак. Прилегающую к сердцевине внутреннюю часть диффузионного слоя, протяженность которой определяется разностью общей и эффективной толщин, называют переходной зоной диффузионного слоя (рис. 5.8).

Важнейший этап ХТО — диффузия. В металлах при образовании твердых растворов замещения диффузия в основном происходит по вакансионному механизму. При образовании твердых растворов внедрения реализуется механизм диффузии по междоузлиям.

5.5.2. Диффузионное насыщение сплавов углеродом и азотом

Диффузионное насыщение стали углеродом, азотом и совместно этими элементами — широко распространенные в промышленности процессы химико-термической обработки.

Цементация стали. Цементацией (науглероживанием) называется ХТО, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом при нагревании в соответствующей среде — карбюризаторе. Как правило, цементацию проводят при температурах выше точки Ac_3 (930—950 °С), когда устойчив аустенит, растворяющий углерод в больших количествах.

Для цементации используют низкоуглеродистые (0,1—0,18% С), чаще легированные стали (15Х, 18ХГТ, 20ХНМ, 15ХГН2ТА и др.). Детали поступают на цементацию после механической обработки с припуском на шлифование (50—100 мкм). Во многих случаях цементации подвергают только часть детали: тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем малопористой меди (0,02—0,05 мм), которую наносят электролитическим способом, или изолируют специальными обмазками.

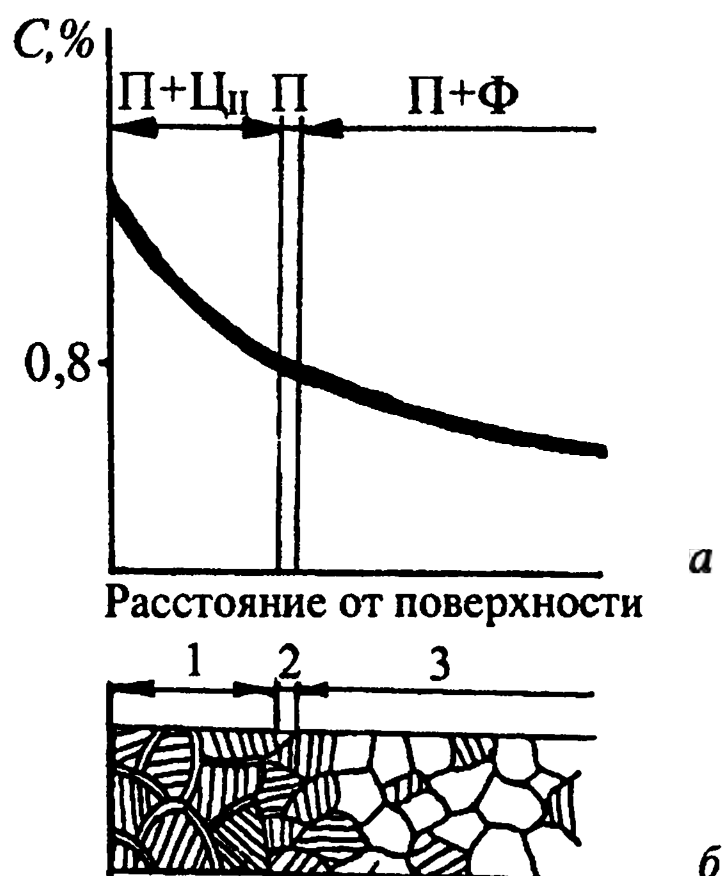


Рис. 5.9. Изменение концентрации углерода по глубине цементованного слоя (*а*) и схема микроструктуры незакаленного науглероженного слоя (б):
1 — заэвтектоидная; *2* — эвтектоидная; *3* — доэвтектоидная зоны

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по толщине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рис. 5.9, *а*). В связи с этим в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны (рис. 5.9, *б*): заэвтектоидную, состоящую из перлита и вторичного цементита, образующего сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную, состоящую из пластинчатого перлита; доэвтектоидную — из перлита и феррита. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает.

При высокой концентрации углерода (более 1,2—1,3%) на поверхности

слоя образуется грубая цементитная сетка или цементит выделяется в виде игл, что отрицательно сказывается на прочности диффузионного слоя.

Основные виды цементации — твердая и газовая. Газовая цементация является более совершенным технологическим процессом, чем твердая. Она имеет ряд преимуществ по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе. В случае газовой цементации можно получить заданную концентрацию углерода в слое; сокращается длительность процесса; обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процесса; значительно упрощается последующая термическая обработка деталей, так как закалку можно проводить непосредственно из цементационной печи.

Наиболее качественный цементованный слой получается при использовании в качестве карбюризатора природного газа, состоящего почти полностью из метана (CH_4) и пропан-бутановых смесей, а также жидких углеводородов. Основной реакцией, обеспечивающей науглероживание при газовой цементации, является $2CO \rightarrow CO_2 + C_{ат}$; $C_{ат} \rightarrow \gamma Fe(C)$ (процесс ведут при 910—930 °С 6—12 ч).

Окончательные свойства цементованные изделия приобретают в результате термической обработки после цементации. Эта обработка необходима для того, чтобы исправить структуру и измельчить зерно сердцевины и цементованного слоя, неизбежно увеличивающееся во время длительной выдержки при высокой температуре цементации, получить высокую твердость в цементованном слое и хорошие механические свойства сердцевины.

В большинстве случаев, особенно при обработке наследственно мелкозернистых сталей, применяют закалку выше точки Ac_1 (сердцевины) при 820—850 °С. Это обеспечивает измельчение зерна и полную закалку цементованного слоя и частичную перекристаллизацию и измельчение зерна сердцевины.

При газовой цементации часто применяют закалку без повторного нагрева, а непосредственно из цементационной печи после подстуживания изделий до 840—860 °С. Такая обработка не исправляет структуру цементованного слоя и сердцевины, поэтому ее применяют только для изделий, изготовленных из наследственно мелкозернистых сталей.

После цементации термическая обработка иногда состоит из двойной закалки и отпуска. Первую закалку (или нормализацию) с нагревом до 880—900 °С (выше точки Ac_3 сердцевины) назначают для исправления структуры сердцевины. Вторую закалку проводят с нагревом до 760—780 °С для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Недостаток такой термообработки — сложность технологического процесса, возможность окисления и обезуглероживания.

Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий является низкий отпуск при 160—180 °С, переводящий мартенсит закалки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения и улучшающий механические свойства.

В результате термической обработки цементованный слой должен иметь структуру мелкоигольчатого мартенсита и изолированных участков остаточного аустенита (15—20%) или мартенсита, остаточного аустенита и небольшого количества избыточных карбидов в виде глобулей.

Твердость на поверхности цементованного слоя находится в пределах HRC ~ 58—62 и в сердцевине HRC ~ 30—45. При цементации чаще контролируют не общую, а эффективную толщину слоя. Эффективная толщина соответствует зоне слоя от поверхности насыщения до границы зоны с твердостью HRC ~ 50 или HV ~ 550. Толщина эффективного слоя составляет 0,4—1,8 мм.

Азотирование стали. Азотированием называется ХТО, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали азотом при нагревании в соответствующей среде. Азотированию подвергают гильзы цилиндров двигателей внутреннего сгорания, детали арматуры турбин и целый ряд других деталей, работающих на износ при повышенных температурах в агрессивных средах. Твердость азотированного слоя стали выше, чем цементованного, и сохраняется при нагреве до высоких температур (450—500 °С), тогда как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200—225 °С.

Азотирование чаще проводят при 500—600 °С (низкотемпературное азотирование). Стали ферритного и аустенитного классов и тугоплавкие металлы (Ti, Mo и др.) подвергают высокотемпературному азотированию (600—1200 °С). Наиболее распространено газовое азотирование. Его обычно проводят в герметических камерах (ретортах), куда поступает с определенной скоростью аммиак, диссоциирующий по реакции $NH_3 \rightleftarrows N + {}^3/_2H_2$. Для снижения хрупкости и экономии аммиака рекомендуется азотирование в аммиаке, разбавленном азотом. Выделяющийся атомарный азот адсорбируется поверхностью металла и диффундирует в его кристаллическую решетку, образуя различные азотистые фазы. В сплавах железа с азотом образуются следующие фазы: α-фаза — твердый раствор азота в α-железе; γ-фаза — азотистый аустенит, который образуется при температуре выше эвтектоидной (591 °С); γ′-фаза — твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N (5,7—6,1% N); ε-фаза — твердый раствор на основе нитрида $Fe_{2-3}N$ (8,0—11,2% N).

Следовательно, в случае азотирования при температуре ниже эвтектоидной диффузионный слой состоит из трех слоев: $\varepsilon + \gamma' + \alpha$. Носителем твердости является нижний α-слой (вследствие выделения дисперсных нитридов); γ′-слой очень тонок, часто даже не обнаруживается, а ε-слой непрочный и хрупкий.

В случае азотирования при температуре выше эвтектоидной, например 650 °С, слой при этой температуре состоит из следующих фаз: $\varepsilon + \gamma' + \gamma + \alpha$. При медленном охлаждении азотистый γ-аустенит распадается на эвтектоид:

$\gamma \to \alpha + \gamma'$, а при быстром охлаждении претерпевает мартенситное превращение. В этом случае максимальной твердости отвечает мартенситный подслой.

При азотировании легированных сталей образуются легированные ε- и γ'-фазы. Легирующие элементы W, Mo, Cr, Ti, V, будучи растворены в феррите, повышают растворимость азота в α-фазе и образуют специальные нитриды MN, M_2N (VN, TiN, Cr_2N и др.). Выделяясь в мелкодисперсном состоянии, эти нитриды способствуют повышению твердости азотированного слоя.

В последние годы получило применение азотирование с добавками углеродсодержащих газов, которое проводят при 570 °С в течение 1,5—3,0 ч в атмосфере, содержащей 50% (об.) эндогаза и 50% (об.) аммиака. В результате такой обработки образуется карбонитридная $(Fe,M)_{2-3}(N,C)$ зона толщиной 7—25 мкм, обладающая меньшей хрупкостью и более высокой износостойкостью, чем чисто азотистая ε-фаза $(Fe,M)_{2-3}N$. Твердость карбонитридного слоя на легированных сталях HV 600—1100. Общая толщина слоя 0,15—0,5 мм.

Ионное азотирование и цементация. Для активизации процессов в газовой среде и на насыщаемой поверхности применяют ионное азотирование. При этом достигается существенное сокращение общего времени процесса (в 2—3 раза) и повышение качества азотированного слоя. Ионное азотирование осуществляют в стальном контейнере, который является анодом. Катодом служат азотируемые детали. Через контейнер при низком давлении пропускается азотсодержащая газовая среда. Вначале азотируемая поверхность очищается катодным распылением в разреженном азотсодержащем газе или водороде. При напряжении около 1000 В и давлении 13,33—26,33 Па ионы газа бомбардируют и очищают поверхность катода (детали). Поверхность при этом нагревается до температуры не более 200 °С. Затем устанавливается рабочий режим: напряжение 300—800 В, давление 133,3—1333 Па, удельная мощность 0,7—1 Вт/см^2. Поверхность детали нагревается до требуемой температуры (450—500 °С) в результате бомбардировки положительными ионами газа. Ионы азота поглощаются поверхностью катода (детали), а затем диффундируют вглубь. Параллельно с этим протекает процесс катодного распыления поверхности, что позволяет проводить азотирование трудноазотируемых сплавов, самопроизвольно покрывающихся защитной оксидной пленкой, которая препятствует проникновению азота при обычном азотировании.

Наряду с ионным азотированием применяют ионную цементацию. При ионной цементации требуется высокая температура нагрева поверхности (900—1050 °С), что достигается либо увеличением удельной мощности, либо применением дополнительного внешнего нагрева цементуемых деталей.

При ионной цементации и ионном азотировании наблюдается ускорение диффузионных процессов, особенно в начальной стадии, и сокращается об-

щая длительность насыщения по сравнению с традиционными способами цементации и азотирования.

Одновременное насыщение поверхности стали азотом и углеродом. Многочисленные исследования показали, что в ряде случаев совместное диффузионное насыщение стали азотом и углеродом имеет определенные преимущества. Так, азот способствует диффузии углерода, поэтому можно понизить температуру диффузионного насыщения до 850 °С. Такой процесс называется нитроцементацией, так как исходной средой является смесь цементирующего газа и аммиака. Продолжительность процесса 4—10 ч. Основное назначение нитроцементации — повышение твердости и износостойкости стальных изделий.

По сравнению с цементацией нитроцементация имеет ряд существенных преимуществ. При легировании аустенита азотом снижается температура $\alpha \rightleftarrows \gamma$-превращения, что позволяет вести процесс насыщения при более низких температурах. Одновременно в присутствии азота резко возрастает диффузионная подвижность углерода в аустените. Скорость роста нитроцементованного и цементованного слоев практически одинакова, хотя температура нитроцементации почти на 100 °С ниже. Понижение температуры насыщения без увеличения длительности процесса позволяет снизить деформации обрабатываемых деталей, уменьшить нагрев печного оборудования. Для газовой цементации и нитроцементации применяют практически одинаковое оборудование.

Для нитроцементации легированных сталей используют контролируемую эндотермическую атмосферу, к которой добавляют 1,5—5,5% (об.) природного газа и 1,0—3,5% (об.) аммиака. После нитроцементации следует закалка непосредственно из печи, реже — после повторного нагрева. После закалки проводят отпуск при 160—180 °С.

При оптимальных условиях насыщения структура нитроцементованного слоя состоит из мелкоигольчатого мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 25—30% остаточного аустенита.

Твердость слоя после закалки и низкого отпуска — HRC ~ 58—60, HV ~570—690. Толщина нитроцементованного слоя составляет 0,2—0,8 мм. Нитроцементации обычно подвергают детали сложной формы, например зубчатые колеса.

Одновременное насыщение стали углеродом и азотом происходит также при цианировании в расплавленных солях, содержащих цианид натрия при 820—860 °С. Однако токсичность расплава солей является серьезным недостатком, препятствующим внедрению этого процесса.

Решением проблемы можно считать разработанный в МВТУ им. Н. Э. Баумана процесс карбонитрации (авторы Д. А. Прокошкин, А. В. Супов и др.). Для получения активного расплава используется цианат калия. При температуре нагрева и плавлении в атмосферных условиях происходит окис-

ление циановокислого калия по реакции $2KNCO + O_2 = K_2CO_3 + CO + H_2$. При температуре ниже 600 °С оксид углерода распадается по реакции $2CO = CO_2 + C_{ат}$. Для интенсификации процесса карбонитрации применяется продувка воздухом. Продолжительность выдержки при температуре нагрева в расплаве составляет от нескольких минут до нескольких часов. В результате карбонитрации (температура расплава 530—570 °С, время выдержки 5—30 мин) долговечность инструмента из быстрорежущей стали повышается в 1,5—4 раза.

5.5.3. Диффузионное насыщение сплавов металлами и неметаллами

Борирование — насыщение поверхности металлов и сплавов бором с целью повышения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости. Борированию подвергают стали перлитного, ферритного и аустенитного классов, тугоплавкие металлы и никелевые сплавы. При борировании железа упрочненный слой состоит из ромбического борида FeB и тетрагонального борида Fe_2B, образующих столбчатые кристаллы. Под слоем боридов располагается переходный слой из твердого раствора бора в α-железе. При нагреве бориды устойчивы: FeB — до 800 °С, Fe_2B — до 1000 °С. Установлено, что углерод сталей полностью вытесняется из зоны боридов вглубь и, в зависимости от легирующих элементов в стали, образует переходную зону. Хром и марганец при борировании диффундируют в зону боридов, образуя (Fe,Mn,Cr)B и $(Fe,Mn,Cr)_2B$, которые по строению аналогичны боридам FeB и Fe_2B. Кремний при борировании диффундирует из зоны боридов вглубь, обогащая зону α-фазы, а при большом количестве кремния в переходной зоне могут образоваться графит и феррит. В этом случае будет наблюдаться скалывание боридного слоя. Вообще боридный слой хрупкий. Наибольшей хрупкостью обладает борид FeB (микротвердость 2000 H_{50}) по сравнению с Fe_2B (микротвердость 1450 H_{50}). При борировании инструментальных сталей Р18, Р9, ХВГ микротвердость достигает 2450—3435 H_{50}. Высокая микротвердость боридного слоя сохраняется до 700 °С, что позволяет применять борирование для повышения износостойкости деталей, работающих при высоких температурах.

Борированные стали обладают высокой коррозионной стойкостью в водных растворах соляной, серной и фосфорной кислот, причем при одинаковой толщине слоя однофазные боридные слои имеют большую кислотостойкость, чем двухфазные. В азотной кислоте боридные слои неустойчивы, однако скорость разрушения борированных сталей в 1,5—5 раз ниже, чем неборированных. Борированные слои на углеродистых сталях устойчивы к

воздействию кипящих водных растворов NaOH и KOH, а также расплавов цинка, свинца, олова, кадмия.

Силицирование. В результате диффузионного насыщения поверхности кремнием (силицирования) повышаются коррозионная стойкость, жаростойкость, твердость и износостойкость металлов и сплавов. При силицировании железа и стали на поверхности образуется α-фаза (твердый раствор кремния в α-железе). Иногда диффузионный слой состоит из двух фазовых слоев: на поверхности образуется слой упорядоченной α′-фазы (Fe_3Si), а далее следует α-фаза. Качество силицированного слоя значительно снижается из-за возникновения пористости. Беспористые слои кремнистого феррита на стали 20 при 1100—1200 °С в течение 3—5 ч были получены в смеси моносилана SiH_4 (6—10 л/ч) с диссоциированным аммиаком, либо аргоном, либо азотом (15—20 л/ч), либо водородом (20—30 л/ч). Наибольший интерес представляет силицирование легированных сталей, так как Cr, Al и Ti, попадая в силицированный слой, повышают его окалиностойкость.

Хромирование — насыщение поверхности изделий хромом. Диффузионному хромированию подвергают чугуны, стали различных классов, сплавы на основе никеля, молибдена, вольфрама, ниобия, кобальта и металлокерамические материалы. Хромирование производят в вакуумных камерах (10—10^{-1} Па) при 1420 °С. За 18—24 ч получают хромированный слой толщиной 2,0—2,5 мм с концентрацией на поверхности до 70% хрома.

Этот процесс обеспечивает повышенную устойчивость стали против газовой коррозии (окалиностойкость) до 800 °С. Хромирование сталей, содержащих свыше 0,3—0,4% С, повышает твердость и износостойкость. Твердость слоя, полученного при хромировании железа, достигает HV 250—300, а при хромировании стали HV 1200—1300. Хромирование используют для упрочнения деталей паросилового оборудования, пароводяной арматуры, клапанов, различных деталей, работающих на износ в агрессивных средах.

Алитирование — процесс диффузионного насыщения поверхности изделий алюминием с целью повышения жаростойкости, коррозионной и эрозионной стойкости. При алитировании железа и сталей наблюдается плавное падение концентрации алюминия по толщине слоя. В зависимости от метода и режима насыщения она может доходить до 58% (по массе) на поверхности и соответствовать образованию фазового слоя $FeAl_3$. В результате алитирования сталь приобретает высокую окалиностойкость (до 850—900 °С), так как в процессе нагрева поверхности алитированных изделий образуется плотная пленка оксида алюминия (Al_2O_3), предохраняющая металл от окисления. Алитированный слой обладает также хорошим сопротивлением коррозии в атмосфере и морской воде. Толщина алитированного слоя достигает 0,2—1,0 мм, твердость (на поверхности) — до HV 500, износостойкость низкая. Алитированию подвергают различные изделия, работающие при высоких температурах.

5.5.4. Поверхностная закалка стали

Назначение поверхностной закалки — повышение твердости, износостойкости и предела выносливости поверхности обрабатываемых изделий. При этом сердцевина остается вязкой и изделие воспринимает ударные нагрузки.

Наибольшее распространение получил метод поверхностной закалки при нагреве токами высокой частоты (ТВЧ). При нагреве ТВЧ используется явление индукции и поверхностного распределения индуцированного тока в детали. Деталь устанавливается в индуктор (соленоид), представляющий один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки. При пропускании через индуктор переменного тока высокой частоты создается магнитное поле, вызывающее появление в обрабатываемом изделии индуцированного тока той же частоты, но обратного направления. Индуцированный ток вызывает разогрев изделия. Особенностью индуктивного тока является его неодинаковая плотность по сечению изделия. В основном ток концентрируется в поверхностном слое изделия. Толщина (м) закаленного слоя может быть подсчитана по формуле

$$y = 4{,}46 \cdot 10^5 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}},$$

где ρ — электросопротивление, Ом·м; μ — магнитная проницаемость, Гн/м; f — частота, Гц.

Чем меньше f (частота тока), тем больше глубина нагреваемого слоя. Если применять ток малой частоты (промышленный), то индуцированный ток будет течь по всему сечению детали и вызывать сквозной нагрев. Индукционный нагрев обеспечивает высокие скорости нагрева. Скорость нагрева ТВЧ в зависимости от f, ρ, μ составляет 50—500 °С/с, а при обычном печном нагреве она не превышает 1—3 °С/с. Нагрев до температуры закалки осуществляется за 2—10 с. Глубина слоя 2—5 мм. Большие скорости нагрева приводят к тому, что превращение перлита в аустенит смещается в область более высоких температур, поэтому температура закалки при индукционном нагреве выше, чем при нагреве в печах, где скорость нагрева не превышает 1,5—3 °С/с. Чем больше скорость нагрева в районе фазовых превращений, тем выше температура аустенизации и получения при охлаждении нормальной структуры (мелкокристаллического мартенсита) и максимальной твердости. Так, например, при печном нагреве стали 40 температура закалки 840—860 °С, при индукционном нагреве со скоростью 250 °С/с —880—920 °С, а со скоростью 500 °С — 980—1020 °С.

Охлаждающую жидкость (вода, водные растворы полимеров) для закалки обычно подают через спрейер (душевое устройство). Различают следующие способы закалки с индукционным нагревом: 1) одновременный нагрев и

охлаждение всей поверхности; этот метод применяется для изделий, имеющих небольшую упрочняемую поверхность (инструменты, валики, пальцы); 2) непрерывно-последовательный нагрев и охлаждение; этот метод применяют для закалки длинных валов, осей и т. д.; 3) последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков; данный метод используют при закалке шеек коленчатых валов (последовательный нагрев и закалка одной шейки за другой), кулачков распределительных валов и т. д.

После закалки с индукционным нагревом изделия подвергают низкому отпуску при 160—200 °С, нередко и самоотпуску. В этом случае при закалке охлаждение проводят не до конца и в детали сохраняется некоторое количество теплоты, нагревающей закаленный слой до температур отпуска.

Для поверхностной индукционной закалки применяют стали, содержащие 0,4—0,5% С (40, 45, 40Х, 45Х, 40ХН и др.), которые после закалки имеют высокие твердость (HRC 50—60), сопротивляемость износу и не склонны к хрупкому разрушению.

Структура на поверхности — мартенсит отпуска, а в сердцевине, если сталь предварительно термически не обработана, сохраняется ферритно-перлитная структура. Для улучшения механических характеристик перед закалкой ТВЧ проводят улучшение на зернистый сорбит или нормализацию.

После закалки с индукционным нагревом действительное зерно аустенита значительно меньше (10—12 баллов), чем при обычной закалке с печным нагревом (7—8 баллов). Мелкое зерно получается вследствие большой скорости нагрева и отсутствия выдержки при нагреве. При этом образуется мелкоигольчатый мартенсит с твердостью на 3—6 ед. HRC выше, чем при печном нагреве.

При поверхностной закалке значительно повышается предел выносливости стали. Так, для стали 40 после нормализации он составляет 150 МПа, а после закалки с индукционным нагревом — 420 МПа. Повышение предела выносливости объясняется образованием в закаленном слое остаточных напряжений сжатия. Это особенно важно для различных осей и валов, работающих на изгиб и кручение, у которых максимальные напряжения растяжения возникают в поверхностных слоях.

5.5.5. Лазерная термическая обработка

Лазерная технология обеспечивает повышение производительности труда, точности и качества обработки, представляет практически безотходную технологию, удовлетворяющую требованиям по защите окружающей среды.

Лазеры — оптические квантовые генераторы (ОКГ), позволяющие получать электромагнитные излучения чрезвычайно высокой концентрации энергии. Длина волн, генерируемых ОКГ, находится в световом диапазоне от ультрафиолетовой области спектра до инфракрасной ($\alpha = 0{,}1 - 70$ мкм).

Применение лазеров для термической обработки основано на трансформации световой энергии в тепловую. Высокая концентрация энергии в световом потоке ОКГ позволяет нагреть поверхность до температурного диапазона термообработки за очень короткое время.

Лазерная термическая обработка (ЛТО) проводится при удельной мощности 10^3—$5 \cdot 10^4$ Вт/см^2 при времени воздействия на поверхность 10^{-2} с. При увеличении плотности мощности до 10^6—10^7 Вт/см^2 и времени воздействия 10^{-3}—10^{-1} с осуществляются процессы сварки, плавления, лазерная химико-термическая обработка (ЛХТО).

Процессы ЛТО определяются взаимодействием лазерного облучения с материалом, которое зависит от оптических и теплофизических свойств обрабатываемых материалов: коэффициента отражения поверхности, теплопроводности, температур плавления и испарения и т. д.

Снижение отражающей способности поверхности и, следовательно, повышение эффективности ЛТО обеспечиваются увеличением шероховатости поверхности, нанесением светопоглощающих покрытий. Увеличение поглощения излучения достигается шлифовкой поверхности, нанесением неметаллических пленок (сульфидных (Fe_2S_3), оксидных, фосфатных $Mg_3(PO_4)_2$, $Zn_3(PO_4)_2$).

Для лазерной обработки используют технологические лазеры импульсного и непрерывного действия. Особенностью лазерного упрочнения является его локальность. При импульсном излучении воздействие осуществляется в точке, при непрерывном — в полосе шириной до 3 мм. В связи с этим для обработки поверхности необходимо сканировать луч с взаимным перекрытием или без перекрытия зон упрочнения. Основными геометрическими характеристиками упрочнения являются: $D_п$ — диаметр зоны лазерного воздействия, L — длина упрочненного участка, S — шаг обработки (шаг следования импульсов), δ — глубина упрочненного слоя, $K_п$ — коэффициент перекрытия, представляющий отношение шага расположения последовательных зон лазерного воздействия к диаметру единичной зоны при фокусировании с помощью сферической оптики: $K_п = S/D_п$ (рис. 5.10).

Геометрические характеристики зоны термического воздействия зависят от энергетических параметров лазерного излучения. При обработке импульсными лазерами с повышением плотности мощности увеличиваются диаметр и глубина зоны упрочнения. Лазеры непрерывного излучения обеспечивают более высокую производительность обработки, высокую равномерность упрочнения и

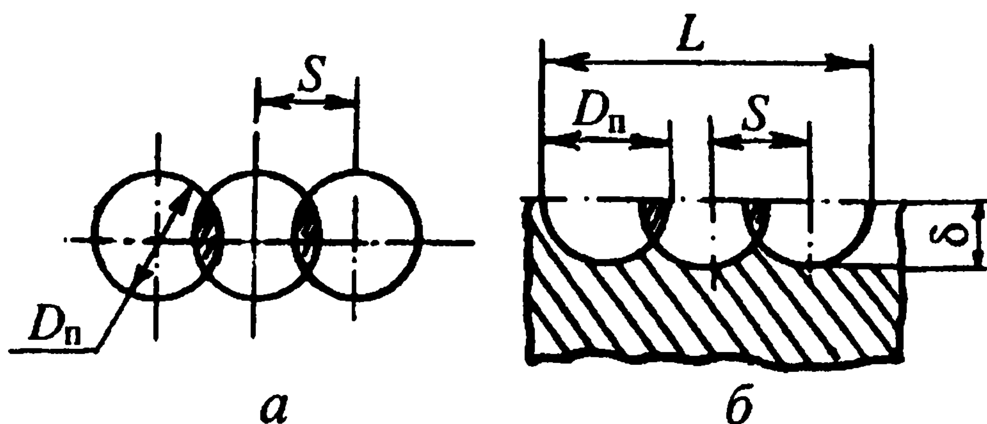


Рис. 5.10. Схема расположения зоны термического воздействия (ЗТВ) в плане (*а*) и в продольном сечении (*б*) при линейном упрочнении

позволяют обрабатывать любой профиль поверхности со скоростью от 100 до 10000 мм/мин. При обработке непрерывными лазерами при постоянной скорости обработки глубина и ширина ЗТВ зависят от плотности мощности излучения, с ростом которой глубина ЗТВ растет, а ширина — уменьшается. При постоянной плотности мощности с увеличением скорости перемещения деталей уменьшаются как ширина, так и глубина ЗТВ, что связано со снижением удельной энергии излучения в зоне лазерного воздействия.

Глубина упрочненного слоя при нагреве на CO_2-лазере (5 кВт) колеблется от 0,3 до 1,0 мм, а на импульсном лазере — 0,1—0,15 мм.

Механизм ЛТО заключается в фазовом превращении материала после его скоростного нагрева до температур выше температур фазовой перекристаллизации (вплоть до температур плавления) с последующим быстрым охлаждением обработанной зоны путем отвода теплоты за счет теплопроводности материала изделия. Скорость охлаждения при температуре нагрева ниже температуры плавления составляет $(5—10)\cdot10^3$ °С/с, при кристаллизации из жидкого слоя — 10^6 °С/с (что в 10^3 раз больше скорости обычной закалки).

В зависимости от температуры нагрева упрочненная зона может в общем случае состоять из трех или двух слоев. Первый слой с температурой нагрева выше температуры плавления имеет явно выраженную дендритную структуру. Оси дендритов при этом растут перпендикулярно границе раздела в направлении отвода теплоты в тело детали. Между оплавленным слоем и следующей за ним зоной термического влияния существует четкая граница. Зона термического влияния обычно состоит из белого и переходного слоев. Белый слой представляет собой светлую нетравящуюся полосу. Предполагают, что этот слой имеет высокую концентрацию азота за счет высокотемпературного насыщения азотом воздуха. Вследствие высокой скорости охлаждения эта зона имеет закаленную структуру, строение которой зависит от концентрации углерода. В закаленном слое технически чистого железа происходит измельчение зерна феррита (от 50 до 10—15 мкм), а в отдельных зернах образуется пакетный мартенсит с развитой блочной структурой, имеющей невысокую твердость. В малоуглеродистой стали эта зона состоит из пакетного мартенсита, а в среднеуглеродистых сталях — из пакетного и пластинчатого мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита, в эвтектоидной стали эта зона представляет пластинчатый высокодисперсный мартенсит с 20% остаточного аустенита. С увеличением концентрации углерода в стали содержание остаточного аустенита возрастает, что вызывает снижение твердости этой зоны. Второй слой зоны термического влияния является переходным к исходной структуре. У доэвтектоидной стали он состоит из феррита и мартенсита.

Электронно-микроскопическим анализом установлено повышение плотности дислокаций в зоне термического влияния. При плотности мощности

$1{,}6\cdot10^4$ Вт/см^2 плотность дислокаций достигает 10^9 см$^{-2}$, при плотности мощности $2{,}7\cdot10^4$ Вт/см^2 плотность дислокаций возрастает до 10^{10} см$^{-2}$.

ЛТО позволяет повысить твердость и износостойкость упрочняемых материалов. Твердость зависит от концентрации углерода и легирующих элементов в стали (при постоянном режиме обработки). Методом ЛТО хорошо упрочняют средне- и высоколегированные углеродистые и инструментальные стали. Стали с низким содержанием углерода и высокопрочные низколегированные стали при лазерной термической обработке упрочняются плохо. ЛТО практически не влияет на предел прочности и предел текучести сталей.

5.5.6. Лазерная химико-термическая обработка (ЛХТО)

Насыщение легирующими элементами при ЛХТО происходит путем диффузии и массопереноса в твердой фазе, из плазмы, и жидкой фазы, при этом возможно конвективное и чисто механическое перемещение расплава в зоне воздействия лазерного импульса.

При ЛХТО на поверхность изделия предварительно наносят различными способами (накатка фольги из легирующего материала, электролитическое или химическое осаждение, напыление, электроискровое легирование, нанесение порошков или обмазок) легирующие элементы. ЛХТО обычно осуществляется в режиме расплавления.

Свойства зоны легирования зависят от концентрации легирующих элементов и получения фаз различной степени стабильности и дисперсности, образующихся в процессе охлаждения. Строение и состав зоны термического влияния определяются режимом лазерного облучения: плотностью мощности излучения, временем его действия, числом импульсов, а также концентрацией легирующих компонентов в обмазке.

В настоящее время получены положительные результаты по цементации, азотированию, борированию и диффузионной металлизации железа и стали, а также металлов, не имеющих полиморфных превращений (Al, Ni, Cu и др.).

При цементации железа образуется двухслойная зона, состоящая из белого слаботравящегося слоя с равномерной твердостью HV 1400 и расположенного за ним слоя с микротвердостью HV 1000.

Диффузионная металлизация железа возможна при легировании различными металлами. Однако повышение твердости достигается только при растворении ванадия, ниобия, титана и вольфрама.

Высокая износостойкость и кавитационная стойкость получены при лазерном азотировании из обмазок на стали 38Х2МЮА и 15ХМФ.

После лазерного борирования ЗТВ имеет твердость в зависимости от режима обработки HV 1100—2100. При таком упрочнении достигается высокое сопротивление изнашиванию при различных схемах приложения на-

грузки и различных условиях трения. Легирование бором снижает коэффициент трения материала, повышает его износостойкость.

Контрольные вопросы

1. Что такое термическая обработка, каковы ее цели и за счет чего они достигаются?
2. Назовите основные элементы режима термической обработки и укажите роль и значение каждого из них.
3. Укажите и поясните, какие типы сплавов могут подвергаться упрочняющей термообработке.
4. Укажите и поясните, какие виды внутренних напряжений могут возникнуть в сплаве при термической обработке и как они влияют на формирование дислокаций. От чего зависит плотность дислокаций, генерируемых при термообработке?
5. Почему при увеличении скорости охлаждения аустенита возрастает твердость продуктов его распада? Перечислите эти продукты.
6. Чем принципиально перлитное превращение отличается от бейнитного, а бейнитное от мартенситного и как это отличие отражается на фазовом составе и свойствах продуктов превращения?
7. Что такое мартенсит? Какими особенностями строения его кристаллической решетки можно объяснить его высокую твердость и хрупкость?
8. Перечислите основные виды термообработки, их назначение, режимы и особенности комплекса механических свойств получающихся продуктов.
9. Каково назначение отпуска стали? Почему существует три вида отпуска, каковы их режимы, какие продукты получаются при каждом из них? Опишите особенности свойств этих продуктов и области применения последних.
10. Назовите основные операции термообработки сплавов с ограниченной растворимостью компонентов. В чем сущность превращений при каждой из операций и как при этом изменяются строение и свойства сплавов?
11. При каких видах термообработки формируются стопоры в сплавах и от чего зависит упрочняющий эффект стопоров?
12. Чем отличается химико-термическая обработка от термической обработки?
13. Что понимают под термином «эффективная толщина слоя»?
14. В каких случаях применяют цементацию, нитроцементацию и азотирование?
15. При каких температурах проводится процесс цементации? Почему?
16. В чем заключается сущность закалки ТВЧ?
17. Перечислите основные особенности лазерного упрочнения.

Глава 6. Поведение материалов в особых условиях

Повышение температуры существенно влияет на структуру и свойства материалов. За счет увеличения температуры наблюдается снижение проч-

ности и увеличение пластичности металлов, что связано с ослаблением межатомных связей в кристаллической решетке, увеличением скорости диффузионных процессов, которые влияют на дефектную структуру металлов, а следовательно, и на их свойства.

6.1. Жаростойкость и методы ее повышения

Жаростойкость — способность металлов и сплавов сопротивляться окислению и газовой коррозии при высоких температурах. Жаростойкость зависит от многих внешних и внутренних факторов. В основном за жаростойкость отвечают поверхность металла и чистота ее обработки. Полированные поверхности окисляются медленнее, так как оксиды распределены равномерно и более прочно сцеплены с поверхностью металла. Формирующаяся на поверхности оксидная пленка достаточно хорошо защищает металл от дальнейшего окисления в том случае, если она плотная и не пропускает ионы кислорода, хорошо сцеплена с подложкой и не отслаивается при механических испытаниях. К металлам, которые образуют такие пленки, относятся хром и алюминий. Оксидные пленки типа шпинели Cr_2O_3 и Al_2O_3 хорошо защищают от окисления при высоких температурах. Если на поверхности образуется рыхлый оксид, как у магния, то он не стоек и не защищает металл от дальнейшего окисления.

Повышение жаростойкости сплавов достигается легированием элементами (хром, алюминий, кремний), образующими на поверхности непроницаемые для ионов основного металла и кислорода оксидные пленки. Также для этих целей используются защитные покрытия, состав которых выбирается с учетом условий работы изделия и состава агрессивной среды. Структура жаростойкого материала должна быть однородной и однофазной (чистые металлы, твердые растворы).

Термическая обработка меняет строение сплавов и, следовательно, их коррозионную стойкость. Отжиг и нормализация приводят к формированию однофазной структуры и способствуют увеличению жаростойкости материала.

Пластическая деформация ухудшает жаростойкость, так как приводит к появлению градиента напряжений в структуре металла. Величина зерна для жаростойкого материала не существенна, поэтому эта характеристика является структурно нечувствительной.

Характеристики сплавов, стойких к коррозии при повышенных температурах, могут быть даны лишь к конкретным агрессивным средам и выбор материала решается с учетом условий работы данного изделия.

6.2. Жаропрочность и методы ее повышения. Явление ползучести

Жаропрочностью называют способность материала длительное время сопротивляться деформированию и разрушению при повышенных температурах. Жаропрочность важна при выборе материала, когда рабочие температуры изделий выше $0{,}3T_{пл}$. Многие детали современных паросиловых установок, металлургических печей, двигателей внутреннего сгорания, газовых турбин и других машин разогреваются до высоких температур и несут большие нагрузки. Условия работы деталей различны: основное значение при выборе материала имеют температура, длительность работы под нагрузкой и значение напряжения.

При высоких температурах ускоряются диффузионные процессы, изменяются исходная микроструктура и механические свойства материалов. С повышением температуры значительно возрастает число вакансий, увеличивается подвижность точечных дефектов. Кроме того, диффузия способствует перемещению дислокаций (линейный дефект) путем переползания, что дает им большую «степень свободы», но также наблюдаются частичная аннигиляция дислокаций (дислокации разного знака взаимно уничтожаются), перераспределение их, что коренным образом меняет первоначальную дислокационную структуру металла.

Длительное время воздействия температуры приводит к существенным структурным изменениям: теряется прочность, полученная при термической обработке (закалка, старение), а также происходит потеря упрочнения, вызванного пластической деформацией, из-за таких процессов, как возврат и рекристаллизация.

Как уже было сказано, при высоких температурах ослабевают межатомные связи у металлов, уменьшаются модуль упругости, временное сопротивление и предел текучести.

Чем ниже температура плавления сплава, тем ниже и рабочая температура. При нагружении материала длительное время в условиях повышенных температур наблюдаются процессы ползучести.

Если при постоянной температуре нагрузить металл постоянно действующим напряжением даже ниже предела текучести и оставить его в этих условиях длительное время, то металл со временем будет деформироваться с определенной скоростью. Это явление получило название ползучести или крипа.

Такие понятия, как ползучесть и жаропрочность, тесно связаны между собой и отделить их друг от друга не представляется возможным.

6.2.1. Испытания на ползучесть

Наиболее важный вид ползучести — медленная ползучесть, которая возникает в интервале температур (0,4 — 0,7 $T_{пл}$) материала. Если в процессе

испытания материала деформация δ протекает при условии постоянства температуры (T = const) и напряжения (σ = const), то такой процесс деформирования называют испытанием на ползучесть.

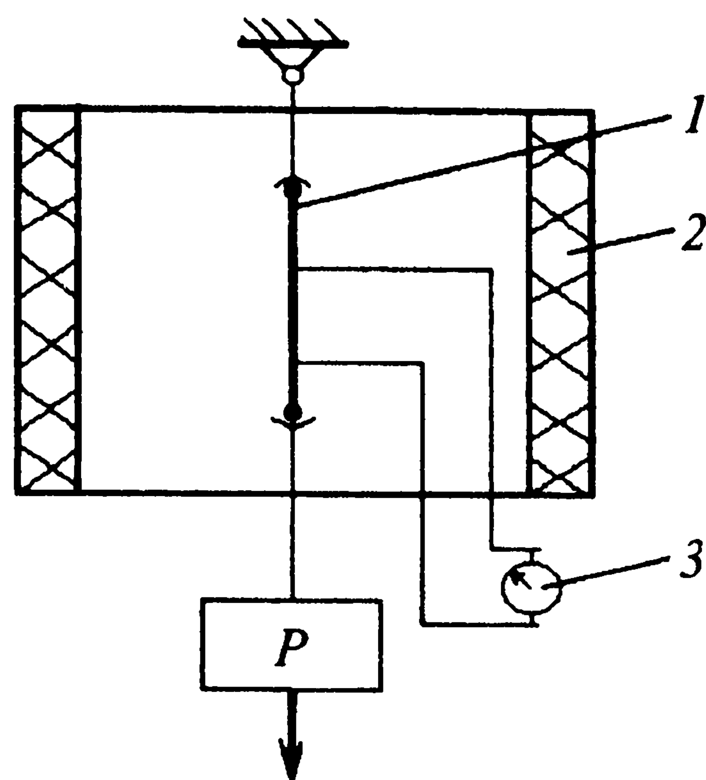


Рис. 6.1. Схема установки для испытания образцов на ползучесть: *1* — образец, *2* — печь для нагрева; *3* — индикатор

Показатели ползучести определяют на специальных установках, которые позволяют при заданных T и σ измерять деформацию ползучести δ (рис. 6.1).

Согласно ГОСТ 3248—81, на ползучесть испытывают растяжением серию образцов при заданной температуре и нескольких уровнях напряжений. Длительность испытаний составляет 50—100 000 ч. В процессе испытаний строят диаграммы ползучести в координатах деформация — время (рис. 6.2).

На диаграмме ползучести рассматривают следующие четыре основных участка: *Oa* — участок в основном упругой деформации, *ab* — участок неустановившейся ползучести, *bc* — участок установившейся ползучести, *cd* — участок ускоренной ползучести, заканчивающийся разрушением в точке *d*.

Основными показателями ползучести являются скорость ползучести $\delta = d\delta/d\tau$ и условный предел ползучести. Условным пределом ползучести называется напряжение, вызывающее при данной температуре заданную деформацию за установленный промежуток времени. Условный предел ползучести обозначают символом $\sigma^{T}_{\delta/\tau}$, МПа. В теплоэнергетике допускается деформация 1% за 10^5 ч, в этом случае условный предел ползучести обозначается, например, так: $\sigma^{550}_{1/10^5} = 130$ МПа (напряжение, равное 130 МПа, вызывает 1% деформации за 10^5 ч при 550 °С).

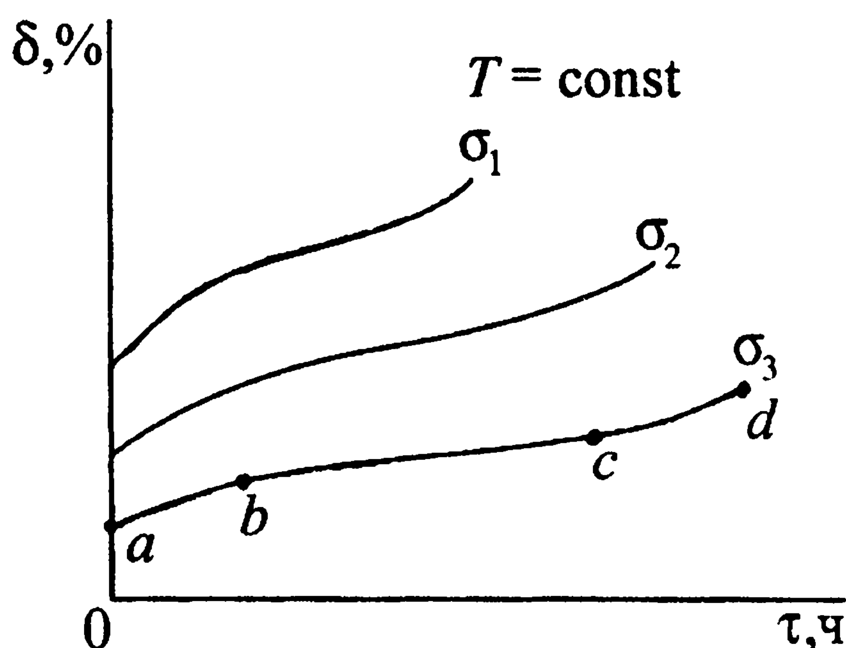


Рис. 6.2. Кривые ползучести ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$)

В основном жаропрочные материалы, используемые в технике, являются поликристаллами и процесс ползучести протекает в основном за счет перемещения дислокаций. Ползучесть, как уже сказано, сопровождается структурными превращениями, связанными с влияниями температуры и напряжения. В этом процессе очень важное место занимает один из факторов — время. На крат-

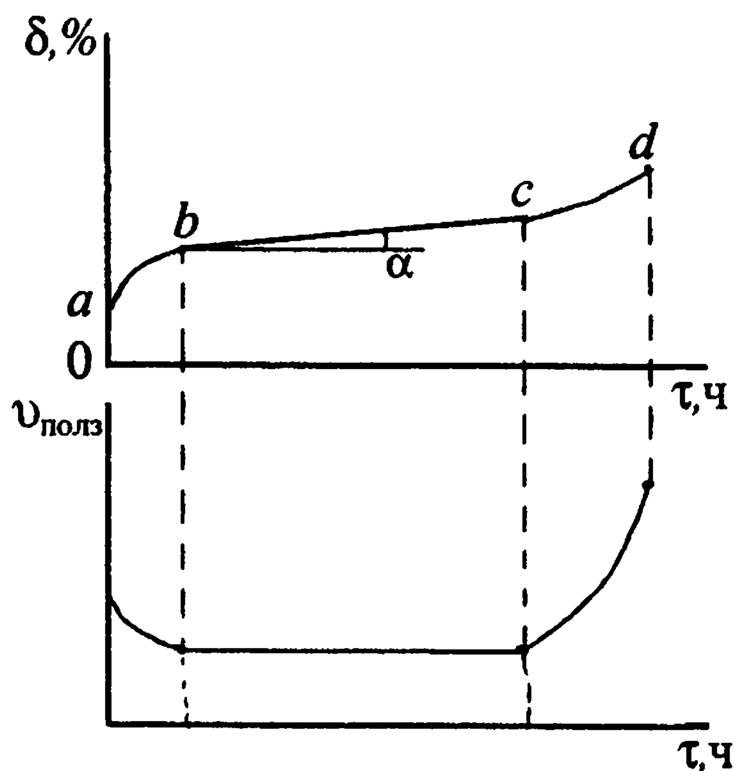


Рис. 6.3. Зависимость деформации и скорости ползучести от времени

ковременную прочность диффузионные процессы мало влияют, но значительно влияют на ползучесть. Границы зерен способствуют упрочнению при быстром нагружении, а при ползучести являются наиболее слабыми местами структуры, по которым и начинается разрушение. Рассматривая подробнее кривую ползучести (рис. 6.3), отметим, что на участке *ab* замедляется скорость деформации за счет перераспределения нагрузки между зернами в сторону более равномерной. На этом участке наблюдается преобладание процесса упрочнения (за счет действия нагрузки), перераспределение дислокаций и образование субструктуры. На участке *bc* с более равномерной скоростью ползучести процессы упрочнения и разупрочнения (за счет действия температуры) значительно сбалансированы, но уже можно заметить появление мельчайших трещин и в основном по границам зерен, где начинаются разрушения. На участке *cd* преобладает действие факторов, которые приводят к разупрочнению, ускоренной деформации и полному разрушению материала.

Слабыми местами считаются границы зерен у сплава, так как именно в этих местах наблюдается скопление огромного количества точечных и линейных дефектов (вакансии, дислокации и т. д.), которые при высоких температурах имеют большую энергию, что облегчает прохождение диффузионных процессов. При небольшом размере зерна у материала при ползучести происходит перемещение одного зерна относительно другого вдоль поверхности их раздела, т. е. наблюдается скольжение и дислокации могут переползать на новые плоскости, что совсем нежелательно.

Испытание на длительную прочность. Длительной прочностью называют способность материала сопротивляться разрушению в условиях длительного статического нагружения. При испытаниях на длительную прочность образец проходит все стадии ползучести вплоть до разрушения. Испытания на длительную прочность отличаются от испытаний на ползучесть только тем, что образец доводится до разрушения, а регистрация деформации в этом случае не обязательна.

В результате испытаний на длительную прочность определяют предел длительной прочности — напряжение, которое доводит образец до полного разрушения за данный промежуток времени при постоянной температуре. Для определения предела длительной прочности испытывают 8—10 образцов при одной температуре, но различных напряжениях. Испытания прово-

дятся на тех же установках, которые предназначены для испытаний на ползучесть. Чем ниже напряжение, тем больше продолжительность испытания до разрушения (рис 6.4). Предел длительной прочности обозначается символом σ_{τ}^{T}. Например, $\sigma_{10^5}^{550} = 150$ МПа — напряжение, равное 150 МПа, доводит металл до разрушения за 10^5 ч при 550 °С.

6.2.2. Пути повышения жаропрочности

Для увеличения жаропрочности необходимо максимально ограничить подвижность дислокаций и замедлить диффузионные процессы. Это возможно за счет повышения прочности межатомных связей, создания препятствий для перемещения дислокаций внутри зерен и на их границах и увеличения размеров зерен.

Главными направлениями повышения жаропрочности являются: 1) увеличение прочности межатомных связей; 2) увеличение размеров зерен; 3) формирование гетерофазной структуры с мелкодисперсной упрочняющей фазой.

Прочность межатомных связей у большинства металлов недостаточна для обеспечения жаропрочности и ее можно увеличить вводя в химический состав стали более тугоплавкие металлы. Если же говорить о жаропрочных сплавах, то у них за основу берут такие тугоплавкие металлы, как хром, никель, молибден и т. д.

Крупнозернистость — характерная особенность структуры жаропрочных материалов. Чем крупнее зерна, тем меньше протяженность межзеренных границ и слабее межзеренное скольжение и диффузионные перемещения. Это идеально выполняется у монокристаллов, у которых одно зерно, но в технике они используются редко.

В целях упрочнения границ зерен и замедления процессов диффузии в сталях и жаропрочных сплавах вводятся в небольших количествах (0,1—0,01%) бор и церий. Эти элементы имеют малый атомный диаметр и располагаются по границам зерен (в местах наибольшего скопления дефектов) и более чем в десять раз замедляют процессы диффузии.

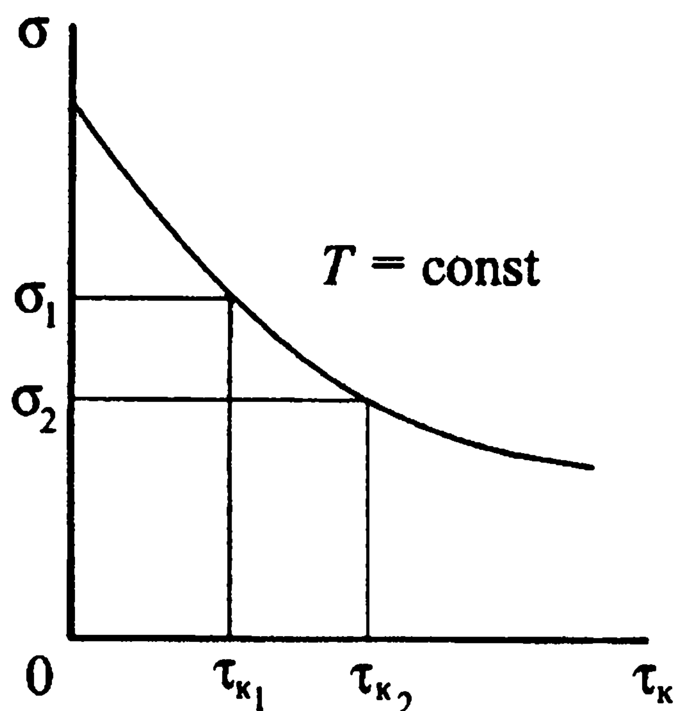


Рис. 6.4. Диаграмма длительной прочности

Высокими жаропрочными свойствами обладают стали, легированные карбидообразующими элементами ту-

гоплавких металлов, такими, как хром, ванадий, вольфрам, и другие, у этих сталей формируется карбидный каркас, который и способствует резкому замедлению перемещения дислокаций. Кроме легирования гетерофазную структуру можно формировать с помощью термической обработки. Для никелевых дисперсионно-стареющих сплавов закалка с последующим старением происходит с выделением интерметаллидов, которые способствуют увеличению жаропрочности. Эта фаза, состоящая из мелких частиц, располагается по всему объему металла и активно тормозит перемещение дислокаций.

При выборе основы материала необходимо учитывать, что уровень жаропрочности чистого металла связан с температурой его плавления. Чем она выше, тем больше прочность межатомных связей, меньше скорость самодиффузии и, как следствие, меньше скорость ползучести. Из этого следует, что температура начала плавления сплавов должна быть по возможности выше. Если температура плавления сплава значительно ниже, чем металла основы, то при высоких температурах чистый металл может быть прочнее самого сплава.

Для получения высокой жаропрочности необходимо иметь в структуре частицы избыточных фаз — упрочнителей. Из сказанного выше можно заключить, что многие жаропрочные сплавы термически упрочняются. В них частицы избыточных фаз образуются во время старения после предварительной закалки. Во время эксплуатации при комнатных и повышенных температурах частицы коагулируют, увеличиваются расстояния между ними и существенно снижается эффект упрочнения. При этом можно отметить, что выделения, кристаллографически близкие к матрице, дольше остаются когерентными и не коагулируют. В условиях длительной работы при высоких температурах необходимо иметь в виду, что в стареющих сплавах обычно трудно сохранить максимальную дисперсность выделений, которые способствуют уменьшению скорости ползучести и высокой длительной прочности.

Для замедления этого процесса легирующие элементы необходимо выбирать таким образом, чтобы избыточная фаза состояла из медленно диффундирующих компонентов и не содержала металла — основы. Такие фазы обычно представляют собой металлические соединения со сложной кристаллической решеткой и высокой жаропрочностью. Максимальной жаропрочностью отличаются дисперсно-упрочняемые сплавы, содержащие в основе практически не взаимодействующие с ней частицы, например карбиды, оксиды и бориды.

Необходимо отметить, что при производстве жаропрочных сплавов используются достаточно чистые шихтовые материалы со строго ограниченным количеством нежелательных примесей, которые способны образовывать легкоплавкие эвтектики (например, свинец, олово, сурьма и т. д.).

Выше уже отмечалась значимость морфологических характеристик выделений избыточных фаз: повышение жаропрочности тем существеннее, чем дисперснее частицы, меньше расстояния между ними, больше частиц на

межзеренных границах. Конечно, очень важно помнить, что заметно влияют на характеристики жаропрочности и структурные параметры матрицы в первую очередь размеры зерен и субзерен.

Рассмотренные особенности влияния легирования на сопротивление ползучести и предела длительной прочности определяют основные требования к структуре и фазовому составу жаропрочных сплавов: 1) высокая степень легирования твердого раствора медленно диффундирующими компонентами (Cr, Mo, V и т. д.); 2) присутствие дисперсных частиц фаз-упрочнителей; 3) стабильность структуры; 4) прочность границ зерен.

6.3. Термическая усталость. Влияние температуры испытания

В реальных условиях при повышенных температурах у материалов наблюдаются одновременно усталостные процессы и ползучесть. Большое значение имеет усталость в условиях циклического изменения температуры, например в материалах камеры сгорания двигателей, поверхности прокатных валков, котлов и т. д. Если температура изменяется при постоянном напряжении, то мы имеем дело с типичной термической усталостью.

Термическая усталость — это деформация и разрушение материала под действием повторяющихся нагревов и охлаждений.

Разрушение здесь происходит как при циклическом нагружении (под действием напряжений), так и при ползучести, происходящей вблизи максимальной температуры цикла.

Замечено, что по сравнению с действием постоянной температуры при циклическом изменении существенно возрастает подвижность дислокаций и увеличивается число вакансий. Все это приводит к ускорению процессов ползучести и уменьшению длительной прочности.

В условиях усталости при высоких температурах, как и при ползучести, формируется субзеренная структура, трещины часто распространяются по границам зерен. Сами трещины зарождаются в стыках между зернами в местах больших скоплений дефектов и напряжений.

Значение термических напряжений определяют по уравнению

$$\sigma_{терм} \cong E\alpha\Delta t/(1-\mu),$$

где E — модуль упругости; α — коэффициент линейного расширения; Δt — температурный интервал; μ — коэффициент Пуассона.

Величина температурного перепада зависит от теплопроводности материала, условий нагрева и охлаждения и масштабного фактора деталей.

В основном условия термоциклирования отвечают малоцикловому нагружению, при котором сжатию способствует максимальная температура цикла, а растяжению — минимальная. Термическая усталость отличается от механической тем, что при термоциклировании напряжения в основном определяются упругопластическими свойствами материала.

Уменьшающиеся величины деформации при термоциклировании положительно влияют на термическую усталость. Этого можно достичь за счет уменьшения коэффициента линейного расширения и увеличения теплопроводности материала, но при этом не должно наблюдаться снижение жаропрочности. Достичь изменения теплофизических и механических свойств одновременно за счет изменения структуры и химического состава материала сложно. Повысить прочность и жаропрочность можно с помощью легирования, но теплопроводность при этом уменьшается.

Рост термической усталости (термостойкости) может отчасти наблюдаться за счет уменьшения концентраторов напряжений: металлургические — грубые включения различных фаз; технологические — надрезы, задиры; различные конструктивные.

6.4. Низкие температуры

Воздействию низких температур подвергаются очень многие материалы и изделия, например трубы для газо- и нефтепродуктов, мосты, железные дороги, автомобили, летательные аппараты и т. д. В северных районах охлаждение материалов может достигать –60 °С, корпуса самолетов и космических аппаратов могут охлаждаться до температуры жидкого кислорода (–183 °С). Детали и отдельные узлы холодильной и криогенной техники, которые используются для получения, хранения, транспортировки сжиженных газов, охлаждаются до температуры жидкого гелия (–269 °С). При низких температурах у металлов наблюдаются потеря пластичности и вязкости и повышенная склонность к хрупкому разрушению. Основное требование к материалам, работающим в условиях низких температур, — это отсутствие хладноломкости.

Необходимо учитывать, что при низких температурах межатомные расстояния уменьшаются, что увеличивает $\sigma_{0,2}$ (вплоть до температуры 77 К), затем рост его замедляется и при температуре, близкой к абсолютному нулю, становится температурно независимым (рис. 6.5). Металлы с ОЦК решеткой, содержащие малые концентрации примесей, имеют слабую температурную зависимость предела текучести, но при этом наблюдаются рост предела прочности и сохранение высокого уровня пластичности. Металлы с ОЦК решеткой, когда примеси внедрения в малых количествах (в сотых долях) могут вызвать переход в хрупкое состояние, а металлы с ГЦК решеткой — коли-

чество примесей даже около 1% мало влияет на пластичность. Этим в основном и объясняется, что при низких температурах могут работать металлы с ГЦК решеткой.

Металлы с решеткой ГПУ находятся в промежуточном положении между металлами с ОЦК и ГЦК решетками по склонности к хрупкому разрушению.

Для надежной работы материала необходимо, чтобы температурный порог хладноломкости был ниже рабочей температуры. На склонность к хрупкому разрушению, как и при нормальных температурах, влияют концентраторы напряжений и масштабный фактор деталей.

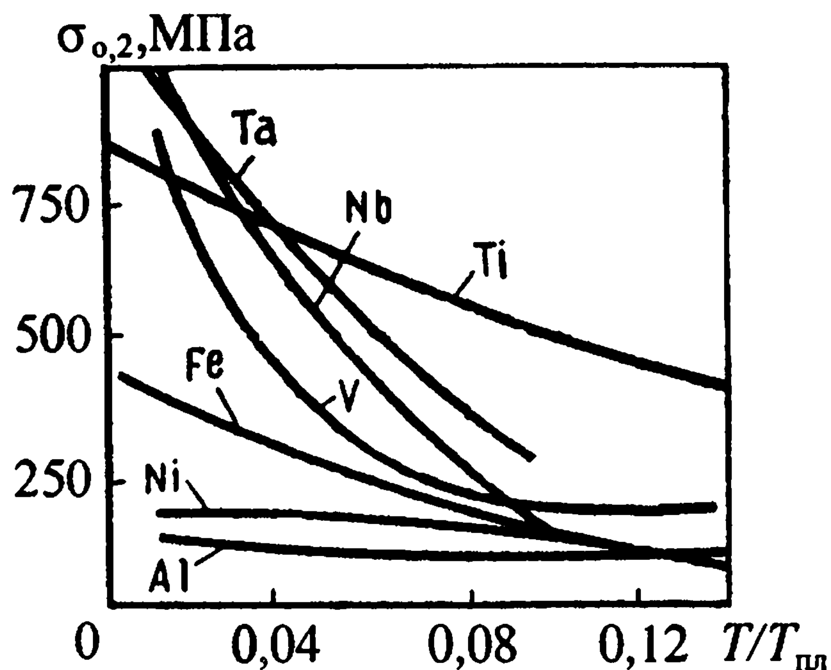


Рис. 6.5. Зависимость предела текучести от температуры

Материалы с ГЦК решеткой, а также титан и его сплавы с ГПУ решеткой не имеют явно выраженного порога хладноломкости и ударная вязкость у них уменьшается плавно.

Кроме критериев хладостойкости основанием для выбора материала служат прочностные характеристики ($\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$), физические и технологические свойства.

Важным критерием хладостойкости является вязкость разрушения в условиях плоской деформации K_{IC}. Однако достаточно сложная методика оценки K_{IC} при низких температурах затрудняет возможность широко пользоваться этим показателем при выборе материала.

Из физических свойств материалов при низких температурах интерес представляют теплопроводность и теплоемкость. Скорость захолаживания материала зависит от теплоемкости и теплопроводности металла, а при низких температурах, близких к жидкому азоту (–196 °С) эти характеристики уменьшаются более чем в 10 раз. Скорость захолаживания материала при термоциклировании по-разному зависит от теплоемкости и теплопроводности. Чем меньше теплоемкость и больше теплопроводность, тем легче захолаживается криогенное оборудование и быстрее выходит на заданный режим.

Рассмотрим некоторые технологические характеристики — свариваемость и пластичность. Сварка широко используется в производстве криогенной аппаратуры. Пластичность очень важна при использовании тонких листов для изготовления элементов деталей при низких температурах.

Наиболее распространенными средами в криогенной технике являются кислород и водород, поэтому необходимо учитывать совместимость с ними используемых материалов.

Основные материалы, которые используются при криогенных температурах, — это углеродистые стали с ОЦК решетками, алюминий и его сплавы (АМц, АМг, АМг5 и др.), титан и его сплавы (ВТ1, ВТ5, ОТ4 и др.).

Нержавеющие стали переходного и мартенситного классов не охрупчиваются до –196 °С. Нержавеющие стали аустенитного класса пластичны и вязки до температур –253 °С.

6.5. Радиационное облучение

Радиационное облучение материалов в условиях космоса связано с огромным радиационным полем вокруг Земли. Это и корпускулярная радиация — электроны и протоны, попавшие в магнитное поле Земли, космические лучи — частицы высоких энергий, приходящие из различных областей Вселенной, и солнечные космические лучи.

В настоящее время можно сказать, что воздействие электронного и протонного излучений на металлы исследовано еще недостаточно.

Радиационное воздействие сильнее сказывается на металлах с ГЦК решеткой, чем на металлы с ОЦК и ГПУ решетками.

Из всех частиц наибольшее влияние на свойства конструкционных материалов оказывают нейтроны, способные из-за отсутствия заряда проникать далеко в глубь кристаллической решетки металла и вызывать в ней следующие существенные изменения:

1) образование «пар Френкеля» вследствие упругого столкновения частиц с ядрами атомов металла;

2) нарушение электронной структуры (ионизационные эффекты) в результате столкновения частиц с орбитальными электронами;

3) местное повышение температуры (термический пик), связанное с упругими колебаниями решетки на пути прохождения частиц;

4) образование атомов новых элементов в процессе ядерного распада, а также при захвате ядром частиц;

5) радиационная эрозия в результате отрыва атомов с поверхности под влиянием ударов высокоскоростных пылевидных частиц окружающей среды.

Соударения частиц с атомами в узлах кристаллической решетки смещают и возбуждают другие атомы. Вследствие упругого соударения частицы с атомами она теряет часть своей кинетической энергии, зависящую от целого ряда факторов этого взаимодействия. Если при этом соударении атом приобретает дополнительную энергию и она становится больше энергии, необходимой для его смещения, то атом из узла кристаллической решетки перемещается в междоузлие. За счет такого перемещения атома из узла решетки в междоузлие и наличия вакансии образуется «пара Френкеля».

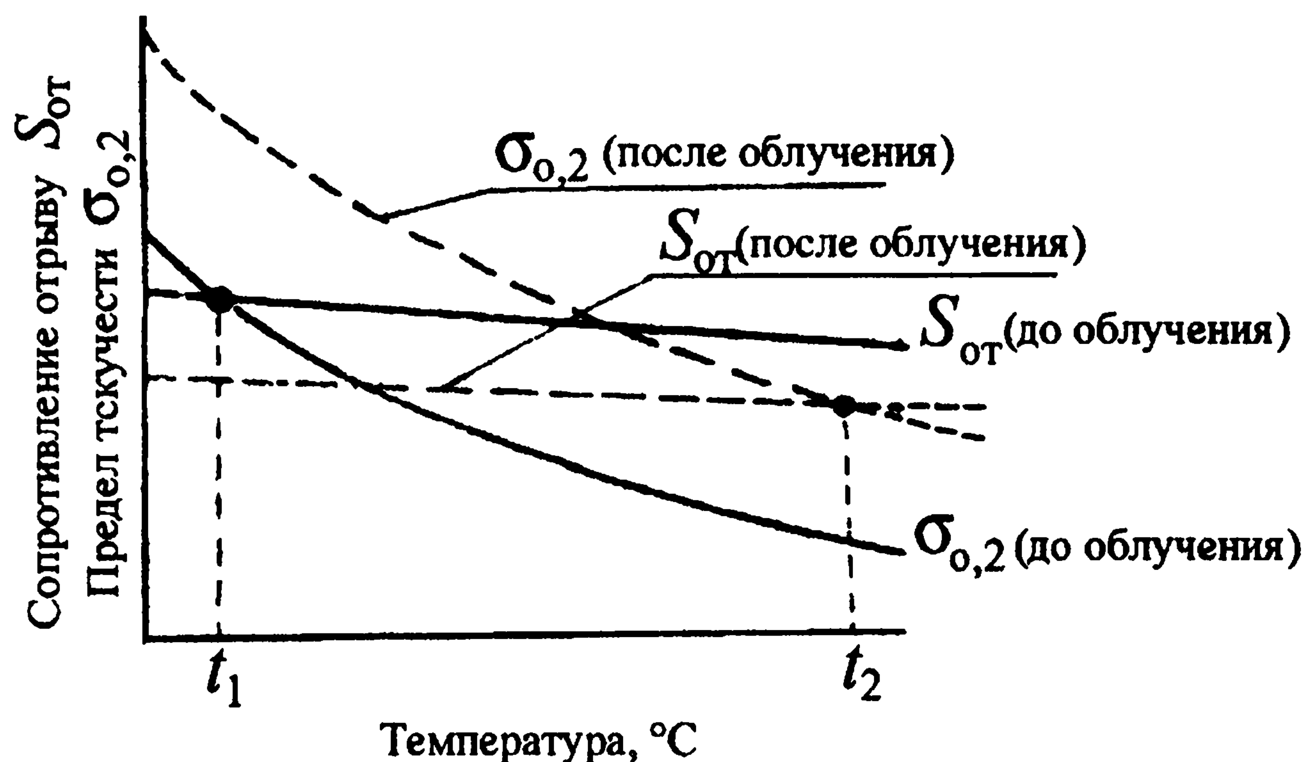


Рис. 6.6. Схема изменения критической температуры хрупкости при охлаждении металла:
t_1 — критическая температура хрупкости необлученного металла, t_2 — критическая температура хрупкости металла после облучения

Возникающие дефекты строения приводят к изменению структурно-чувствительных свойств сплавов: снижаются пластичность, вязкость, повышается удельное электросопротивление и прочность, а главным образом сопротивление малой пластической деформации ($\sigma_{0,2}$).

Наиболее опасное явление, наблюдаемое при радиационном облучении, — это охрупчивание материалов. Данное явление наиболее сильно проявляется у металлов с ОЦК решеткой; так, например, критическая температура хрупкости молибдена после нейтронного облучения повышается от –30 до +70 °С (рис 6.6).

Вследствие радиационного облучения у металлов и сплавов понижаются вязкость, пластичность, сопротивление отрыву, а прочность и электросопротивление повышаются, т. е. растет вероятность хрупких разрушений.

6.6. Глубокий вакуум

Действие глубокого вакуума способствует испарению металла. Приемлемыми металлами для использования в вакууме являются кобальт, никель, ниобий, тантал, молибден и вольфрам. Если нарушается термодинамическое равновесие металла с газовой фазой, то и на границе возникают процессы либо конденсации из паровой фазы, либо сублимация.

Вакуум характеризуется низкой молекулярной плотностью. Некоторые металлические конструкции работают при внешнем давлении $\approx 10^{-4} - 10^{-12}$ мм рт. ст., что и соответствует глубокому вакууму.

При 100—200 °С значения плотности окружающей среды ниже упругости паров многих технических металлов, что приводит к их испарению.

Менее стойки к испарению в вакууме такие металлы, как кадмий, цинк и магний, упругость паров которых соответственно составляет 10^{-4}, 10^{-6}, 10^{-7} мм рт. ст. Магний может работать при таких давлениях фиксированное время, а алюминий, бериллий, железо, никель, кобальт, титан и их сплавы могут работать длительное время и при этом не испаряться.

Тугоплавкие металлы — тантал, молибден, вольфрам — заметно не испаряются даже при сильных нагревах. Хром при нагреве выше 1400 °С интенсивно улетучивается.

На процесс сублимации металлов активно влияет поверхностная оксидная пленка металла. Пленка не является абсолютно плотной и содержит разного рода микронесплошности. При изотермическом отжиге в вакууме атомы летучего компонента проникают через эти дефекты и покидают поверхность металла, создавая за счет этого повышенную концентрацию вакансий в зоне дефекта. При слиянии вакансий образуются микропоры на границе раздела металл—оксид, что приводит к отслоению и разрушению пленки, увеличению площади дефекта. Также быстро испаряются атомы примесей, образуются микропоры и ускоряется процесс удаления пленки.

Одним из путей борьбы с сублимацией является создание защитных покрытий, обладающих большей стабильностью в вакууме, чем основные металлы.

Керамические материалы, состоящие из оксидов и других соединений алюминия, бериллия, хрома, магния, кремния, титана и цинка, пригодны для длительной работы в условиях вакуума.

Вторая проблема, которая возникает при работе в глубоком вакууме, — это холодная сварка. В вакууме резко увеличивается коэффициент трения из-за отсутствия оксидных пленок и адсорбированных газов на поверхности сплава. Это затрудняет процесс скольжения в узлах трения и приводит к так называемому «схватыванию» сопрягаемых деталей. Жидкие смазки при этом использовать не представляется возможным из-за их испарения.

В качестве смазки в условиях глубокого вакуума используются металлические покрытия из серебра, золота, кобальта и никеля. Недостатком этих покрытий является недолговечность. Более перспективными являются твердые смазки с низкой упругостью пара: графит, дисульфид молибдена (MoS_2), вольфрам.

Контрольные вопросы

1. Назовите металлы, имеющие от природы хорошую жаростойкость, и объясните причину этого явления.
2. Назовите основные характеристики жаропрочности.

3. С чем связано изменение пластичности при криогенных температурах?
4. Что понимают под жаропрочностью?
5. Перечислите методы повышения жаропрочности.
6. Что такое предел ползучести?

Глава 7. Легированные стали

7.1. Влияние легирующих элементов и примесей на дислокационную структуру и свойства стали

Легированными называют стали, в которые для получения требуемых свойств специально вводят легирующие элементы. При наличии элементов в количестве примерно 0,1% такое легирование называют микролегированием.

Легирующие элементы оказывают влияние на электронную и дислокационную структуру металла. Замещая атомы в решетке основы, они создают барьеры ближнего действия на пути движущихся дислокаций. От легирования зависят характер и величина межатомного взаимодействия в сплаве, что влияет на подвижность дислокаций. Так, при легировании может увеличиваться плотность дислокаций, вызванная изменением энергии дефектов упаковки (см. § 1.5.3), меняется время релаксации вакансий и, как следствие, их избыточная концентрация. Значения констант диффузии и упругости, условия протекания фазовых превращений и в конечном итоге прочность твердого раствора, безусловно, связаны с легированием. Часто легирование сопровождается повышением сопротивления твердого раствора пластической деформации, поскольку при его образовании более вероятным является множественное скольжение дислокаций по нескольким плоскостям вместо единичного. Так, легирование железа марганцем способствует образованию мартенситной структуры марганцевого феррита, повышению плотности дислокаций и,

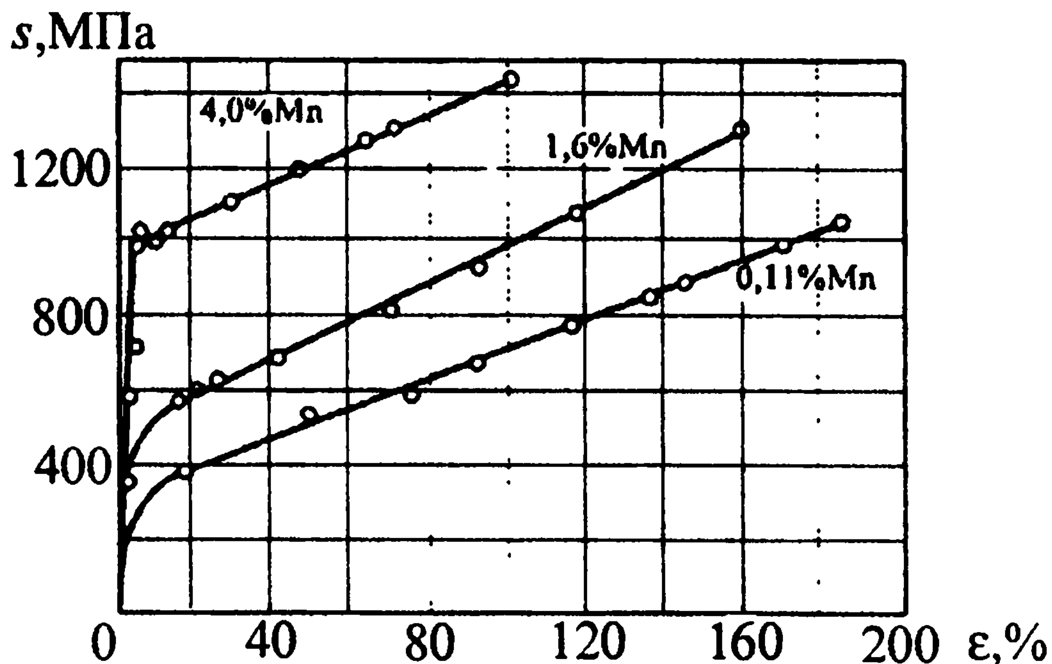


Рис. 7.1. Влияние содержания марганца на прочность и пластичность закаленного и отпущенного (при 200 °С) железа

как следствие, значительному возрастанию прочности твердого раствора (рис. 7.1). Но есть и исключения: например, легирование железа хромом в определенных пределах уменьшает прочность твердого раствора. При встрече перемещающихся дислокаций с примесными атомами поля упругих напряжений вокруг них взаимодействуют между собой, что приводит к перераспределению примесей. Энергия взаимодействия примеси с дислокацией составляет 1—0,01 эВ. Примесные атомы замещения с меньшим, чем у основы, атомным радиусом замещают атомы основы в сжатой области поля дислокации; в противоположном случае — в растянутой области. Примеси внедрения заполняют растянутые участки вокруг дислокаций. Концентрируясь у ядра дислокаций, примесные атомы внедрения образуют облака Коттрелла. Эффект упрочнения при легировании железа элементами внедрения (азот, углерод) значительно сильнее, чем элементами замещения (например, никель, марганец). Так, добавление в железо каждой очередной сотой доли процента углерода или азота (0,01%) повышает предел текучести сплава на 40—50 МПа, в то время как введение аналогичного количества никеля — всего на 0,3 МПа, т. е. эффект упрочнения в последнем случае на два порядка меньше.

Легирующие элементы по-разному влияют на энергию взаимодействия примесей внедрения с дислокациями. Так, введение в решетку α-железа 3% никеля приводит к снижению энергии связи углерода с дислокациями с 0,5 до 0,2 эВ; легирование же железа кремнием вызывает противоположный эффект. Неравномерное распределение ионов вокруг дислокации проявляется также и в неравномерном распределении электронов: уплотненные участки решетки вокруг дислокации приобретают положительный заряд вследствие недостатка электронов; в то же время области растяжения в связи с избытком электронов заряжаются отрицательно. Между положительным зарядом примесного иона и отрицательно заряженной областью дислокации возникают кулоновские силы притяжения, приводящие к перераспределению примесей. Энергия электрического (кулоновского) взаимодействия в металлах невелика (для двухвалентных примесей она составляет ~0,02 эВ). Электрическое взаимодействие значительно слабее упругого, но вклад первого может стать существенным в случае отсутствия в твердом растворе упругого взаимодействия (т. е. при равенстве радиусов основного и примесного атомов), а также при их большой разнице в валентностях.

В металлах с ГЦК решеткой имеет место химическое взаимодействие дислокаций с примесями с образованием атмосфер Сузуки. Это взаимодействие обусловлено тем, что при возникновении дефектов упаковки с гексагональной решеткой растворимость в них примесного атома может быть больше, а энергия меньше, чем в бездефектной зоне (в объеме основного металла). Легирующие элементы в сталях обычно снижают энергию дефекта упаковки и тем самым увеличивают его ширину. В свою очередь, чем

больше ширина дефекта упаковки, тем труднее реализуется процесс преодоления винтовыми дислокациями барьеров посредством их поперечного скольжения. Этот процесс может реализоваться при деформационном упрочнении. Энергия дефектов упаковки существенно влияет на механические свойства легированного аустенита в широком диапазоне температур. Одними из основных аустенитообразующих элементов в стали являются никель и марганец. Исследования показали, что марганцевый аустенит (стабильный) значительно сильнее подвержен деформационному упрочнению (в ~1,7 раза при степени деформации 50%), чем никелевый (рис. 7.2).

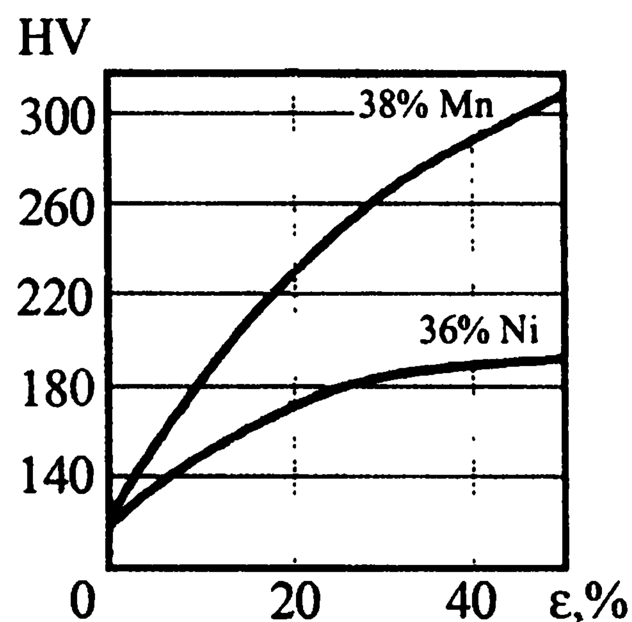


Рис. 7.2. Влияние пластической деформации на твердость никелевого (36% Ni) и марганцевого (38% Mn) аустенита

Однако марганцевый аустенит характеризуется хладноломкостью (KCU ≈ 0,3 МДж/м^2) при низких температурах (ниже –100 °С), в то время как никелевый аустенит вплоть до –196 °С сохраняет достаточно высокую ударную вязкость (KCU ≈ 3 МДж/м^2). Такое различие свойств никелевого и марганцевого аустенитов обусловлено существенно меньшими значениями энергии дефектов упаковки в марганцевом аустените (ориентировочно 0,075—0,06 Дж/м^2 в интервале от 0 до –196 °С) по сравнению с никелевым (~0,15 Дж/м^2). Таким образом, можно регулировать способность аустенита к упрочнению при пластической деформации, изменяя энергию дефектов упаковки в нем посредством рационального легирования никелем и марганцем аустенитных сталей и сплавов. В сплавах с ГЦК решеткой (в том числе и в аустенитных сталях) энергия дефектов упаковки оказывает более существенное влияние на упрочнение, чем рассмотренные раньше виды взаимодействия дислокаций с легирующими элементами. Так, легирующие элементы в стали, снижающие энергию дефекта упаковки, повышают температуру начала рекристаллизации и сужают интервал кристаллизации. Скорость установившейся ползучести ГЦК металлов уменьшается с уменьшением энергии дефектов упаковки. Дефекты упаковки являются центрами выделения когерентных фаз (карбидов, интерметаллидов и др.) в аустенитных сталях и сплавах с ГЦК решеткой. Так, в закаленных аустенитных сталях с 1% ниобия (12Х18Н10Б) или с 1% титана (12Х18Н10Т) при высокотемпературной (~700 °С) выдержке на дефектах упаковки выделяются когерентно связанные с матрицей кубические карбиды NbC и TiC. Мелкодисперсные карбидные частицы (размером до 10 нм) препятствуют движению дислокаций, а также способствуют их размножению, что в конечном итоге приводит к повышению прочности стали (рис. 7.3). В то же время коагуляция кубических карбидов (TiC, NbC), выделяющихся на дефектах упаковки, протекает более медленно, чем карбидов (в том числе и

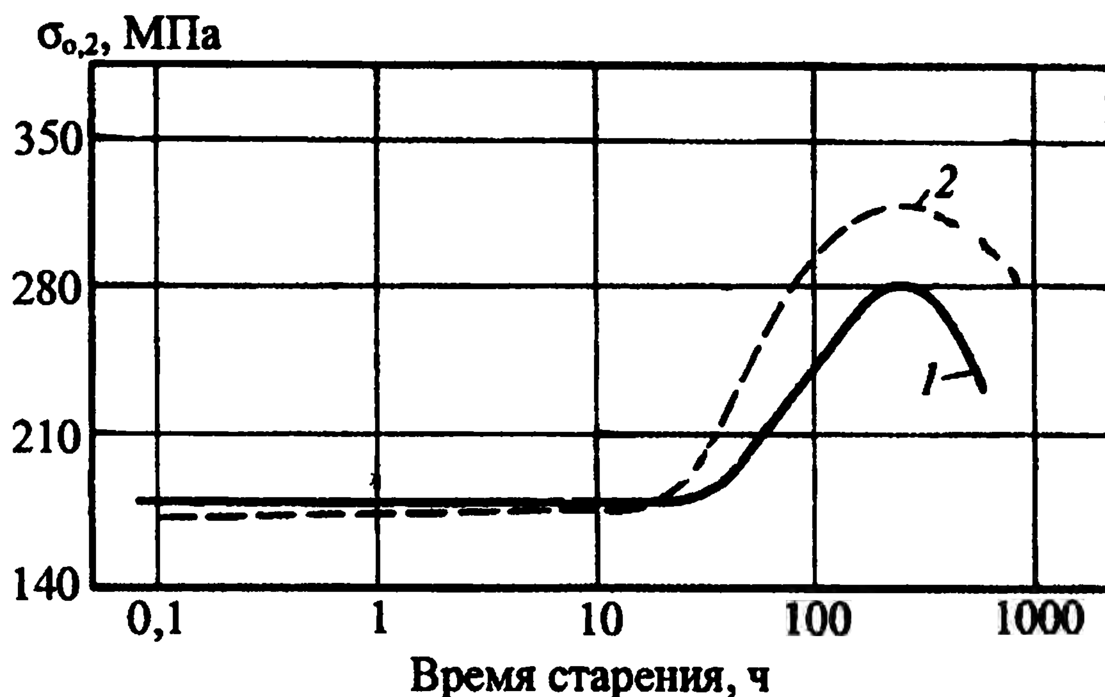


Рис. 7.3. Влияние продолжительности старения аустенитных сталей 12Х18Н10Т (*1*) и 12Х18Н10Б (*2*) при 700 °С на величину их предела текучести

$Cr_{23}C_6$), выделяющихся на нерасщепленных дислокациях или в матричном твердом растворе. Размеры частиц кубических карбидов после 1000-часовой выдержки при 700 °С не превышают 10 нм.

Механические свойства сталей зависят от размера зерна. Границы зерен могут являться барьерами для дислокаций, источниками вакансий и дислокаций, а также стоками вакансий. Как показали исследования железа и малоуглеродистой стали, прочность феррита существенно зависит от диаметра зерна ($d_з$).

Так, предел текучести феррита (в отожженной стали) может возрастать при уменьшении размера зерна в три раза. Зернограничное упрочнение наиболее эффективно при существенном измельчении зерна ($d_з \approx 1$ мкм).

В общем случае под $d_з$ можно понимать размер зерна или субзерна, т. е. то расстояние, которое может пройти дислокация без сопротивления. Граница зерна способна останавливать развитие трещины, поэтому размер зерна, с учетом зависимости Гриффита, должен влиять на хрупкую прочность $S_{отр}$ материала:

$$S_{отр} = \sqrt{\frac{2G\gamma}{d}},$$

где G — модуль сдвига; γ — свободная поверхностная энергия.

Согласно этой формуле, хрупкая прочность возрастает с уменьшением размера зерна. Этот вывод имеет экспериментальное подтверждение (рис. 7.4), полученное при изучении влияния величины зерна феррита на сопротивление хрупкому разрушению (сопротивление отрыву $S_{отр}$).

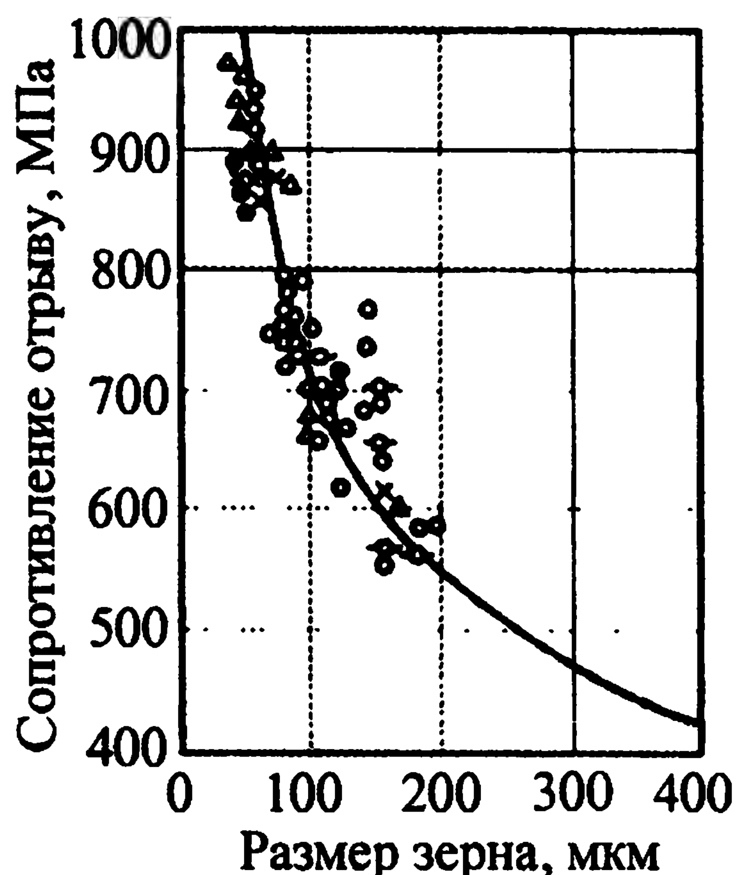


Рис. 7.4. Взаимосвязь хрупкой прочности феррита с размером его зерна

Легированные стали характеризуются лучшим комплексом физико-химичес-

ких (в том числе и механических) свойств по сравнению с углеродистыми: они отличаются повышенной жаростойкостью, сопротивлением коррозии, значительной ударной вязкостью, высокими значениями предела текучести и относительного сужения, большим электросопротивлением и др. Оптимальные механические свойства обеспечиваются формированием в результате термической обработки дисперсных структур и более мелкого зерна. Легированные стали могут закаливаться в масле или на воздухе (ибо обладают лучшей прокаливаемостью, чем углеродистые), что способствует уменьшению деформации изделий и вероятности образования трещин.



Рис. 7.5. Диаграмма состояния железо—легирующий элемент:
а — для сплавов, расширяющих область существования γ-фазы; *б* — для сплавов, расширяющих область существования α-фазы

По влиянию на температурный и концентрационный интервалы (область) существования γ-модификации легирующие элементы в стали подразделяются на две группы: 1) элементы, расширяющие область существования γ-фазы (рис. 7.5, *а*), например никель, марганец (γ-стабилизаторы); 2) элементы, замыкающие область существования указанной фазы, например молибден, титан (α-стабилизаторы) (рис. 7.5, *б*). В основном влияние лигирующих элементов на область существования γ-фазы можно объяснить их изоморфностью (однотипностью кристаллической решетки) одной из указанных фаз железа. Так, никель изоморфен γ-фазе (решетка ГЦК), а молибден — α-фазе с ОЦК решеткой. Однако встречаются и исключения, например аллюминий замыкает γ-фазу, хотя и изоморфен ей.

Влияние легирующих элементов на кинетику распада переохлажденного аустенита проявляется в двух направлениях:

а) повышение устойчивости остаточного аустенита, замедление его распада (т. е. смещение С-образных кривых вправо); исключение составляет кобальт, ускоряющий превращение. Такое «количественное» влияние на кинетику распада переохлажденного аустенита присуще элементам, не образующим специальных карбидов в стали (Ni, Mn, Si), а лишь легирующим феррит или цементит (рис. 7.6);

б) «качественное» изменение диаграммы изотермического превращения аустенита, проявляющееся в возникновении на ней двух максимумов скорости распада переохлажденного аустенита, разделенных областью его повышенной устойчивости (рис. 7.7). Такое воздействие на кинетику распада ау-

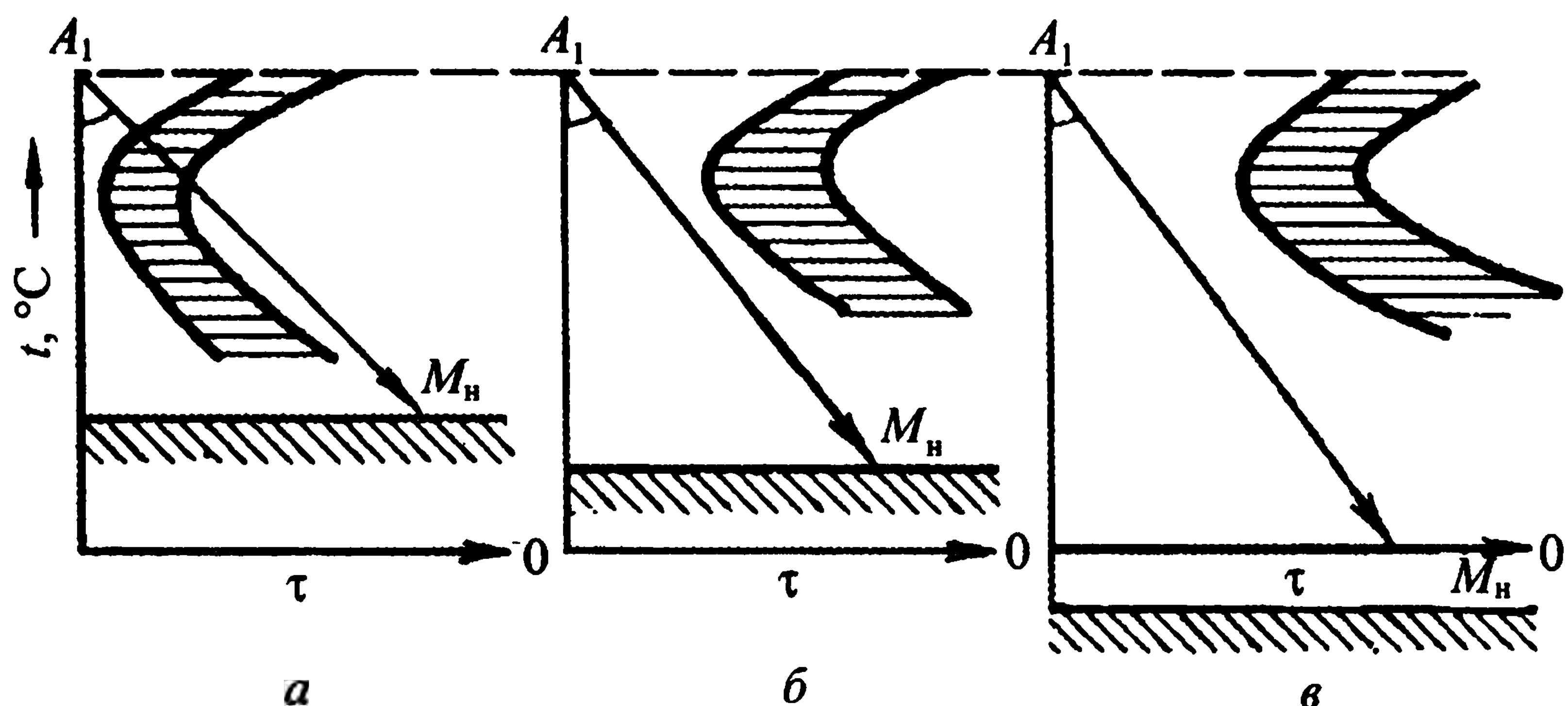


Рис. 7.6. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей перлитного (*а*), мартенситного (*б*) и аустенитного (*в*) классов

стенита, наряду с повышением его устойчивости, оказывают карбидообразующие элементы — хром, молибден, вольфрам и др. Замедление распада аустенита в легированных сталях обусловлено тем, что перлитное превращение в них контролируется не только диффузией углерода (как в углеродистых сталях), а и легирующих элементов с образованием легированного цементита или специальных карбидов. Диффузионная же подвижность легирующих элементов существенно меньше, чем углерода.

Количество остаточного аустенита тесно связано с влиянием легирующих элементов на положение температурного интервала (начала $M_н$ и конца $M_к$) мартенситного превращения: большинство легирующих элементов снижает температуру начала мартенситного превращения $M_н$ и, следовательно, увеличивает количество остаточного аустенита. Исключением являются алюминий и кобальт, повышающие $M_н$, а также кремний, не влияющий на положение мартенситной точки.

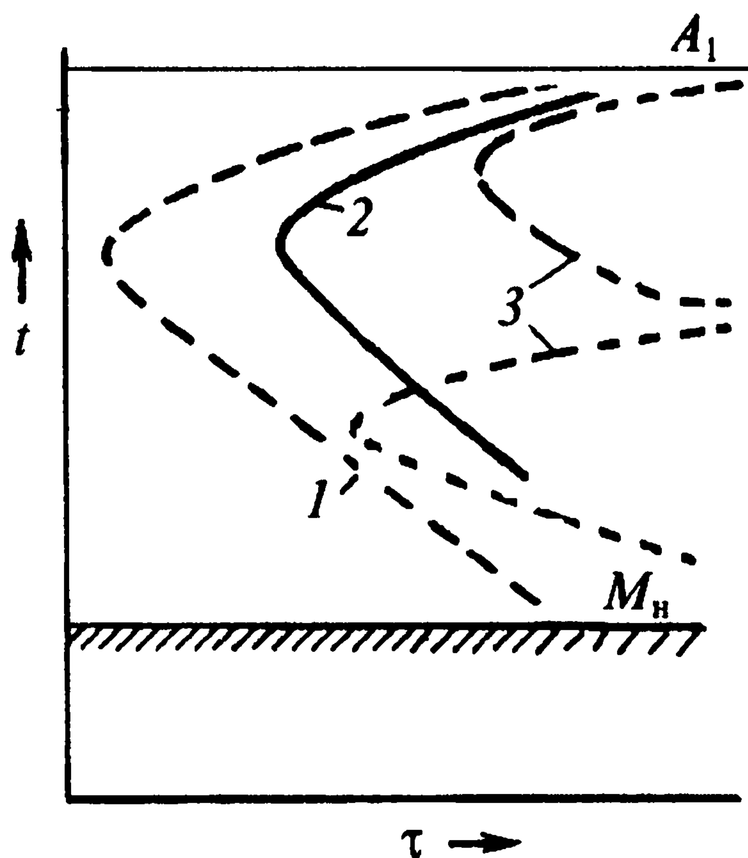


Рис. 7.7. Типы диаграмм изотермического распада аустенита:
1 — углеродистая сталь; *2* — сталь, легированная некарбидообразующими элементами; *3* — сталь, легированная карбидообразующими элементами

В конструкционных сталях основными легирующими элементами являются хром, никель, кремний и марганец.

Никель увеличивает пластичность и вязкость стали, снижает температуру порога хладноломкости и уменьшает чувствительность стали к концентраторам напряжений; перечисленные фак-

торы способствуют повышению сопротивления стали хрупкому разрушению. В качестве примера можно отметить, что введение в сталь 1% никеля приводит к снижению порога хладноломкости на 60—80 °С, а легирование стали 3—4% никеля обеспечивает ей глубокую прокаливаемость.

Хром повышает жаростойкость и коррозионную стойкость стали, увеличивает ее электрическое сопротивление и уменьшает коэффициент линейного расширения. Легирование стали хромом приводит к уменьшению склонности аустенитного зерна к росту при нагреве, существенному увеличению ее прокаливаемости, а также к замедлению процесса распада мартенсита.

Кремний широко используется при выплавке стали как раскислитель. Легирование кремнием углеродистых и хромистых сталей увеличивает их жаростойкость. Например, сталь с 5% Cr и 1% Si в среде печных газов равнозначна по жаростойкости стали с 12% Cr. Уменьшая подвижность углерода в феррите, кремний тем самым затрудняет формирование и рост цементитных частиц, что проявляется в повышении устойчивости структуры стали при отпуске. Содержание кремния в стали ограничивают, поскольку он повышает склонность стали к тепловой хрупкости.

Марганец, подобно никелю, снижает критическую скорость охлаждения, но в отличие от последнего уменьшает и вязкость феррита. Марганец используется для частичной замены никеля с целью получения нужного сочетания механических свойств стали, а также с учетом меньшей стоимости марганца.

Вольфрам, молибден, ванадий, титан, бор и другие вводят в сталь совместно с хромом, никелем и марганцем для дополнительного улучшения ее свойств.

Молибден и вольфрам повышают прокаливаемость стали (особенно в присутствии никеля), способствуют измельчению зерна и подавлению отпускной хрупкости. Легирование стали молибденом приводит к значительному улучшению ее механических свойств после цементации и нитроцементации.

При введении в сталь ванадия, титана, ниобия и циркония образуются труднорастворимые в аустените карбиды. Эффективность воздействия этих элементов (измельчение зерна, снижение порога хладноломкости, уменьшение чувствительности стали к концентраторам напряжений) проявляется лишь при их малом содержании в стали (до 0,15%); при большем количестве они вызывают снижение прокаливаемости и сопротивления стали хрупкому разрушению, что обусловлено выделением по границам зерен значительного количества карбидов типа MeC (VC, TiC и др.).

Положительное влияние бора на повышение прокаливаемости и прочности стали проявляется лишь при микролегировании им (0,001—0,005%), когда атомы бора располагаются в приграничных слоях зерна аустенита, за-

полняют вакансии, делая структуру границ более совершенной, и таким образом уменьшают скорость зарождения центров кристаллизации перлита. При повышенном содержании бора он выделяется по границам зерен в виде боридов, сильно охрупчивая сталь.

Анализируя влияние легирующих элементов на структуру, прокаливаемость и свойства стали, следует учитывать, что их содержание должно быть оптимальным для обеспечения предъявляемых к конкретной стали требований по свойствам.

7.2. Классификация легированных сталей

В основу классификации легированных сталей заложены четыре признака: равновесная структура (после отжига), структура после охлаждения на воздухе (после нормализации), состав и назначение сталей.

По типу равновесной структуры стали подразделяются на доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные и ледебуритные. Эвтектоидные стали имеют перлитную структуру, а доэвтектоидные и заэвтектоидные наряду с перлитом содержат соответственно избыточный феррит или вторичные карбиды типа M_3C. В структуре литых ледебуритных (карбидных) сталей присутствует эвтектика (ледебурит), образованная первичными карбидами вкупе с аустенитом; поэтому по структуре они могут быть отнесены к белым чугунам, но их причисляют к сталям с учетом меньшего, чем у чугунов, содержания углерода ($< 2\%$) и возможности подвергать пластической деформации. Влияние легирующих элементов на положение точек S и E диаграммы Fe—C (см. рис. 4.1) проявляется чаще всего в их смещении в направлении меньшего содержания углерода. В сталях с высоким содержанием элементов, сужающих γ-область, при определенной концентрации исчезает $\gamma\leftrightarrow\alpha$-превращение (рис. 7.5, *б*). Такие стали относят к *ферритному классу*. При высокой концентрации в стали элементов, расширяющих γ-область, происходит стабилизация аустенита с сохранением его при охлаждении до комнатной температуры. Эти стали причисляют к *аустенитному классу*. Таким образом, с учетом фазового равновесия легированные стали относят к перлитному, карбидному, ферритному или аустенитному классам.

Классификация по структуре после нормализации предполагает разделение сталей на три основных класса: *перлитный*, *мартенситный* и *аустенитный* (см. рис. 7.6). Такое подразделение обусловлено тем, что с увеличением содержания легирующих элементов в стали возрастает устойчивость аустенита в перлитной области (это проявляется в смещении вправо С-образных кривых); одновременно снижается температурная область мартенситного превращения. Все это приводит к изменению получаемых при

нормализации структур от *перлита* (сорбита, тростита и бейнита) в относительно малолегированных сталях до *мартенсита* (в легированных) и *аустенита* (в высоколегированных).

Классификация по химическому составу предполагает разделение легированных сталей (в зависимости от вводимых элементов) на *хромистые*, *марганцовистые*, *хромоникелевые*, *хромоникельмолибденовые* и т. п. Согласно той же классификации стали подразделяют по общему количеству легирующих элементов в них на *низколегированные* (до 2,5% легирующих элементов), *легированные* (от 2,5 до 10%) и *высоколегированные* (более 10%). Разновидностью классификации по химическому составу является *классификация по качеству*. Качество стали — это комплекс свойств, обеспечиваемых металлургическим процессом, таких, как однородность химического состава, строения и свойств стали, ее технологичность. Эти свойства зависят от содержания газов (кислород, азот, водород) и вредных примесей — серы и фосфора.

По качеству легированные стали подразделяют на качественные (до 0,04% S и до 0,035% P), высококачественные (до 0,025% S и до 0,025% P) и особовысококачественные (до 0,015% S и до 0,025% P).

По назначению стали подразделяют на конструкционные (например, цементуемые, улучшаемые), инструментальные и с особыми свойствами. К последним относят «автоматные», пружинные, шарикоподшипниковые, износостойкие, коррозионностойкие, теплоустойчивые, жаропрочные, электротехнические и другие стали.

7.3. Маркировка легированных сталей

Обозначение марки включает в себя цифры и буквы, указывающие на примерный состав стали (см. табл. 7.1). В начале марки приводятся двузначные цифры (например, 12ХН3А), указывающие среднее содержание углерода в сотых долях процента. Буквы справа от цифры обозначают легирующие элементы: А — азот, Б — ниобий, В — вольфрам, Г — марганец, Д — медь, Е — селен, К — кобальт, Н — никель, М — молибден, П — фосфор, Р — бор, С — кремний, Т — титан, Ф — ванадий, Х — хром, Ц —цирконий, Ч — редкоземельные элементы, Ю — алюминий. Следующие после буквы цифры указывают примерное содержание (в целых процентах) соответствующего легирующего элемента (при содержании 1—1,5% и менее цифра отсутствует, например 30ХГС). Высококачественные стали обозначаются буквой А, а особовысококачественные — буквой Ш, помещенными в конце марки (30ХГСА, 30ХГС-Ш). Если буква А расположена в середине марки (14Г2АФ), то это свидетельствует о том, что сталь легирована азотом. При обозначении автоматных сталей с повышенной обрабатываемостью резанием

Т а б л и ц а 7.1. Химический состав легированных сталей

Марка стали (сплава)	Содержание элементов, мас. % (в пределах или не более)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P	Прочие
18Х2Н4МА	0,14—0,20	0,17—0,37	0,25—0,55	1,35—1,65	4,0—4,40	0,30—0,40	—	0,025	0,025	Cu = 0,30
30ХГСА	0,28—0,34	0,90—1,20	0,80—1,10	0,80—1,10	0,30	—	—	0,025	0,025	Cu = 0,30
30ХГСН2А	0,27—0,34	0,90—1,20	1,00—1,30	0,90—1,20	1,40—1,80	—	—	0,025	0,025	Cu = 0,30
03Н18К9М5Т	0,03	0,10	0,10	—	17,7—19,0	4,6—5,5	0,50—0,80	0,010	0,010	Co = 8,5—9,5; Al = 0,15
АС19ХГН	0,16—0,21	0,17—0,37	0,7—1,1	0,8—1,1	0,8—1,1	0,10	—	0,035	0,035	Pb = 0,15—0,30
АС40ХГНМ	0,37—0,43	0,17—0,37	0,5—0,8	0,6—0,9	0,7—1,1	0,15—0,25	—	0,035	0,035	Pb = 0,15—0,30
АЦ30ХМ	0,26—0,34	—	0,4—0,7	0,8—1,1	—	0,15—0,25	—	0,035—0,060	0,035	Ca = 0,03—0,09; Cu = 0,30
60С2ХФА	0,56—0,64	1,4—1,8	0,4—0,7	0,9—1,2	0,25	—	—	0,025	0,025	V = 0,1—0,2
95Х18	0,9—1,0	0,8	0,8	17—19	0,6	—	0,2	0,025	0,03	Cu = 0,30
08Х13	0,08	0,8	0,8	12,0—14,0	0,6	—	0,2	0,025	0,030	Cu = 0,30
12Х17	0,12	0,8	0,8	16,0—18,0	0,6	—	0,2	0,025	0,035	Cu = 0,30
40Х13	0,36—0,45	0,8	0,8	12,0—14,0	0,6	—	0,2	0,025	0,030	Cu = 0,30
40Х10С2М	0,35—0,45	1,9—2,6	0,8	9,0—10,5	0,6	0,7—0,9	0,2	0,025	0,030	Cu = 0,30
10Х13СЮ	0,07—0,12	1,2—2,0	0,8	12,0—14,0	—	—	—	0,025	0,030	Al = 1,0—1,8
12Х18Н9	0,12	0,8	2,0	17,0—19,0	8,0—10,0	—	0,5	0,025	0,035	Cu = 0,30

Продолжение табл. 7.1

Марка стали (сплава)	Содержание элементов, мас. % (в пределах или не более)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P	Прочие
12Х18Н9Т	0,12	0,8	2,0	17,0—19,0	8,0—9,5	—	5•C—0,8	0,020	0,035	Cu = 0,30
09Х15Н8Ю	0,09	0,8	0,8	14,0—16,0	7,0—9,4	—	—	0,025	0,035	Al = 0,7—1,3
36Х18Н25С2	0,32—0,40	2,0—3,0	1,5	17,0—19,0	23,0—26,0	—	—	0,025	0,035	—
12Х1МФ	0,08—0,15	0,17—0,37	0,40—0,70	0,90—1,20	0,30	0,25—0,35	—	0,025	0,030	V = 0,15—0,30, Cu = 0,20
15Х12ВНМФ	0,12—0,18	0,4	0,5—0,9	11,0—13,0	0,4—0,8	0,5—0,7	0,2	0,025	0,030	W = 0,7—1,1; V = 0,15—0,30; Cu = 0,30
09Х14Н19В2БР	0,07–0,12	0,6	2,0	13,0—15,0	18,0—20,0	—	—	0,020	0,035	W = 2,0—2,8; B = 0,005; Nb = 0,9—1,3; Ce = 0,02
45Х14Н14В2М	0,40—0,50	0,8	0,7	13,0—15,0	13,0—15,0	0,25—0,40	—	0,020	0,035	W = 2,0—2,8; Cu = 0,30
40Х15Н7Г7Ф2МС	0,38—0,47	0,9—1,4	6,0—8,0	14,0—16,0	6,0—8,0	0,65—0,95	—	0,020	0,035	V = 1,5—1,9
10Х11Н23Т3МР	0,10	0,6	0,6	10,0—12,5	21,0—25,0	1,0—1,6	2,6—3,2	0,020	0,030	Al = 0,8; B = 0,02
ХН35ВТ	0,12	0,6	1,0—2,0	14,0—16,0	34,0—38,0	—	1,1—1,5	0,020	0,030	W = 2,8—3,5

буква А ставится в начале марки (А20, А40Г). Если автоматная сталь легирована свинцом, то обозначение марки начинается с сочетания букв АС (АС35Г2, где цифра 35 обозначает среднее содержание углерода в сотых долях процента). Маркировка шарикоподшипниковой стали начинается с буквы Ш (ШХ15, где 15 — среднее содержание хрома в десятых долях процента). В начале обозначения марки быстрорежущих сталей стоит буква Р, за которой следует цифра, отражающая концентрацию вольфрама (Р18, Р6М5). Опытные стали, выплавленные на заводе «Электросталь», первоначально обозначают буквами ЭИ (электросталь исследовательская) или ЭП (электросталь пробная) с порядковым номером разработки (освоения), например ЭИ962 (11Х11Н2В2МФ), ЭП33 (10Х11Н23Т3МР). Такое упрощенное обозначение сталей, особенно высоколегированных, в дальнейшем широко используется и в заводских условиях.

При маркировке сплавов на железоникелевой основе указывается количественное содержание никеля (в процентах) с перечислением лишь буквенных обозначений остальных легирующих элементов, например ХН38ВТ, ХН45МВТЮБР. В табл. 7.1 представлены маркировка и химический состав ряда легированных сталей.

Зарубежные аналоги некоторых отечественных марок легированных сталей приведены в табл. 7.2.

Таблица 7.2. **Зарубежные аналоги ряда отечественных марок легированных сталей**

Россия, ГОСТ	Германия, DIN*	США, ASTM*	Япония, JIS*
15Х	15Cr3	5115	SCr415
40Х	41Cr4	5140	SCr440
30ХМ	25CrMo4	4130	SCM430, SCM2
12ХН3А	14NiCr10**	—	SNC815
20ХГНМ	21NiCrMo2	8620	SNCM220
08Х13	X7Cr13**	410S	SUS410S
20Х13	X20Cr13	420	SUS420J1
12Х17	X8Cr17	430 (51430***)	SUS430
12Х18Н9	X12CrNi18 9	302	SUS302
08Х18Н10Т	X10CrNiTi18 9	321	SUS321
10Х13СЮ	X7CrAl13**	405** (51405)***	SUS405**
20Х25Н20С2	X15CrNiSi25 20	30314, 314	SCS18**, SUH310**

* DIN (Deutsche Industrienorm), ASTM (American Society for Testing Materials), JIS (Japaneese Industrial Standard).

** Сталь, близкая по составу.

*** Стандарт SAE.

7.4. Цементуемые (нитроцементуемые) легированные стали

К данной группе сталей относятся низко- и среднелегированные стали (20Х, 15ХФ, 25ХГТ, 12ХН3А и др.) с содержанием углерода 0,1—0,3%, обеспечивающие после химико-термической обработки, закалки и низкого отпуска высокую поверхностную твердость (HRC 58—62) при вязкой, но достаточно прочной сердцевине ($\sigma_в$ = 700—1500 МПа, δ = 10—12%, KCU = 0,6—1,0 МДж/м^2, HRC 35—45). Эти стали используют для изготовления деталей машин и приборов (кулачков, зубчатых колес и др.), испытывающих переменные и ударные нагрузки и одновременно подверженных износу.

Карбидо- и нитридообразующие элементы (такие, как Cr, Mn, Mo и др.) способствуют повышению прокаливаемости, поверхностной твердости, износостойкости и контактной выносливости. Никель повышает вязкость сердцевины и диффузионного слоя и снижает порог хладноломкости. Легирование стали ванадием, титаном, алюминием, ниобием приводит к образованию дисперсных нитридов (VN, TiN, AlN), карбидов (TiC, VC) или карбонитридов, например V(N,C), затормаживающих рост зерна аустенита и таким образом способствующих его измельчению. Уменьшение же зерна способствует снижению хрупкости и повышению ударной вязкости стали, что весьма важно при работе в условиях действия динамических и знакопеременных нагрузок. Цементуемые (нитроцементуемые) легированные стали по механическим свойствам подразделяют на две группы: стали средней прочности с пределом текучести менее 700 МПа (15Х, 15ХФ) и повышенной прочности с пределом текучести $\sigma_{0,2}$ = 700—1100 МПа (12Х2Н4А, 18Х2Н4МА и др.).

Хромистые (15Х, 20Х) и хромованадиевые (15ХФ, содержит 0,15% V) стали цементуются на глубину до 1,5 мм. Легирование ванадием уменьшает склонность стали к перегреву. После закалки (880 °С, вода, масло) и последующего отпуска (180 °С, воздух, масло) стали имеют следующие свойства: $\sigma_в$ = 690—800 МПа, δ = 11—12%, KCU = 0,62 МДж/м^2.

Хромомарганцевые стали (18ХГТ, 25ХГТ), широко применяемые в автомобилестроении, содержат по 1% хрома и марганца (дешевого заменителя никеля в стали), а также 0,06% титана. Их недостатком является склонность к внутреннему окислению при газовой цементации, что приводит к снижению твердости слоя и предела выносливости. Этот недостаток устраняется легированием стали молибденом (25ХГМ). Для работы в условиях изнашивания используют сталь 20ХГР, легированную бором (0,001—0,005%). Бор повышает прокаливаемость и прочность стали, но снижает ее вязкость и пластичность. Дополнительное введение в сталь 1% никеля (20ХГНР) приводит к увеличению ее пластичности, вязкости и прокаливаемости.

Таблица 7.3. **Механические свойства легированных сталей**

Марка стали (сплава)	Термическая обработка при T, °C; охлаждающая среда*		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	KCU, МДж/м^2
	закалка	отпуск (старение)	МПа		%		
			не менее				
18Х2Н4МА	950(вз)/860(вз)**	200(вз,м)	835	1130	12	50	0,98
30ХГСА	880(м)	540(в,м)	830	1080	10	45	0,50
30ХГСН2А	900 (м)	260(вз,м)	1375	1620	9	45	0,59
03Н18К9М5Т	1220(в)/940(в)	530(вз)	1810	1910	—	40	0,35
АС19ХГН	875(м,в)	165(вз)	835	1180	7	—	0,68
АС40ХГНМ	840(м)	600(вз)	835	980	12	—	0,88
АЦ30ХМ	880(м)	540(в,м)	735	930	11	45	0,78
60С2ХФА	870(м)	470(вз)	1470	1670	6	25	—
95Х18	1040(м,в)	обр.хол. –70°, отп. 155 (вз)	—	2140	—	—	0,63
08Х13	1025(м)	750(м)	410	590	20	60	0,98
12Х17	отжиг 770(вз,в)	—	245	390	20	50	—
40Х13	1000(м)	200(м)	1620	1840	1	2	0,19
40Х10С2М	1030(вз,м)	750(м)	735	930	10	35	0,20
10Х13СЮ	отжиг 850(вз,м)	—	345	490	15	60	—
12Х18Н9	1080(вз)	—	230	560	46	66	2,20
12Х18Н9Т	1050(в)	—	280	620	41	63	2,50
09Х15Н8Ю	950(вз,в)	обр. хол. –70°, стар. 380	900	1200	10	45	0,40
36Х18Н25С2	1200(в)	800(вз)	550	855	17	18	0,50
12Х1МФ	норм. 970(вз)	725(вз)	255	470	21	55	0,98
15Х12ВНМФ	1010(м)	690(вз)	590	740	15	45	0,59
09Х14Н19В2БР	1150(вз)	—	215	510	35	50	—
45Х14Н14В2М	—	820(вз)	315	710	20	35	—
40Х15Н7Г7Ф2МС	1180(в,вз)	800(вз)	590	886	16	15	0,29
10Х11Н23Т3МР	1135(вз,м)	775(в)	590	880	8	10	0,29
ХН35ВТ	1000(в)	870/730*** печь	440	800	18	30	0,80

* Охлаждающая среда. в — вода; м — масло, вз — воздух, печь — охлаждение в печи.
** Двойная закалка.
*** Двойное старение.

В хромоникелевых сталях (12ХН3А, 12Х2Н4А, 20ХН3А и др.) при закалке (в масле) в сердцевине формируется структура нижнего бейнита либо низкоуглеродистого мартенсита. Такая структура обеспечивает сочетание

Продолжение табл. 7.1

Марка стали (сплава)	Содержание элементов, мас. % (в пределах или не более)								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P	Прочие
12Х18Н9Т	0,12	0,8	2,0	17,0—19,0	8,0—9,5	—	5•C—0,8	0,020	0,035	Cu = 0,30
09Х15Н8Ю	0,09	0,8	0,8	14,0—16,0	7,0—9,4	—	—	0,025	0,035	Al = 0,7—1,3
36Х18Н25С2	0,32—0,40	2,0—3,0	1,5	17,0—19,0	23,0—26,0	—	—	0,025	0,035	—
12Х1МФ	0,08—0,15	0,17—0,37	0,40—0,70	0,90—1,20	0,30	0,25—0,35	—	0,025	0,030	V = 0,15—0,30, Cu = 0,20
15Х12ВНМФ	0,12—0,18	0,4	0,5—0,9	11,0—13,0	0,4—0,8	0,5—0,7	0,2	0,025	0,030	W = 0,7—1,1; V = 0,15—0,30; Cu = 0,30
09Х14Н19В2БР	0,07–0,12	0,6	2,0	13,0—15,0	18,0—20,0	—	—	0,020	0,035	W = 2,0—2,8; B = 0,005; Nb = 0,9—1,3; Ce = 0,02
45Х14Н14В2М	0,40—0,50	0,8	0,7	13,0—15,0	13,0—15,0	0,25—0,40	—	0,020	0,035	W = 2,0—2,8; Cu = 0,30
40Х15Н7Г7Ф2МС	0,38—0,47	0,9—1,4	6,0—8,0	14,0—16,0	6,0—8,0	0,65—0,95	—	0,020	0,035	V = 1,5—1,9
10Х11Н23Т3МР	0,10	0,6	0,6	10,0—12,5	21,0—25,0	1,0—1,6	2,6—3,2	0,020	0,030	Al = 0,8; B = 0,02
ХН35ВТ	0,12	0,6	1,0—2,0	14,0—16,0	34,0—38,0	—	1,1—1,5	0,020	0,030	W = 2,8—3,5

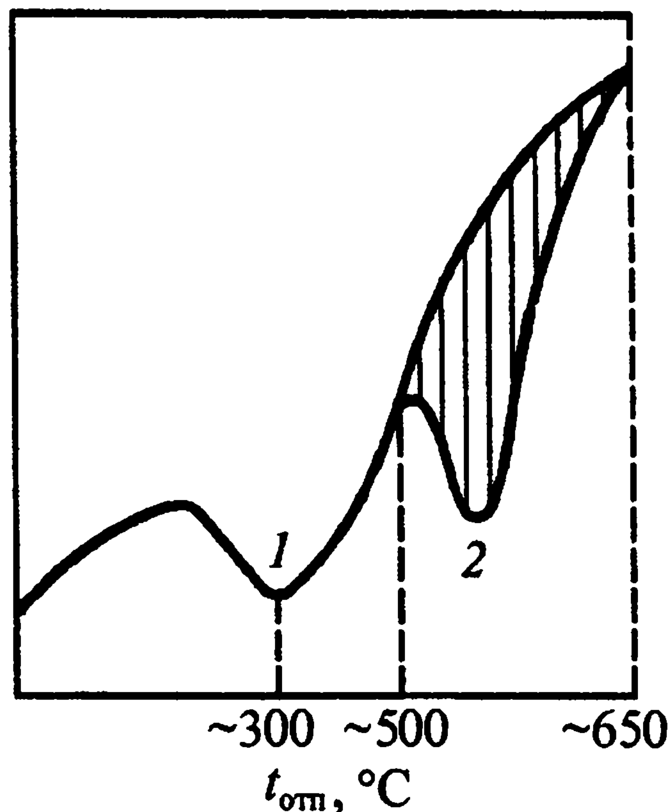


Рис. 7.8. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость стали: *1* и *2* — интервалы отпускной хрупкости I и II рода соответственно

ются, штампуются) свойствами. Среди их недостатков можно отметить чувствительность к концентраторам напряжений, к коррозии под напряжением и водородному охрупчиванию, а также склонность к обратимой отпускной хрупкости. Эти стали широко применяют в автомобилестроении и авиации для изготовления силовых сварных конструкций, валов, деталей рулевого управления и т. д.

Хромоникелевые стали (40ХН, 45ХН, 30ХН3А и др.) содержат 0,5—0,8% Cr и 1—3% Ni. Они отличаются хорошей прокаливаемостью, прочностью и вязкостью ($\sigma_в$ = 1000 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 800 МПа, d = 10—11%, KCU = 0,7—0,8 МДж/м^2). Хромоникелевые стали, также как хромансил и хромистые, склонны к обратимой отпускной хрупкости и должны охлаждаться после высокого отпуска с большой скоростью (в воде или масле).

Отпускной хрупкостью называют охрупчивание стали при некоторых условиях отпуска. Различают два рода отпускной хрупкости, что соответствует двум минимумам ударной вязкости на ее зависимости от температуры отпуска (рис. 7.8): для отпуска при 300 °С и при ~550 °С. Отпускная хрупкость I рода проявляется при отпуске около 300 °С и вызывается неравномерностью распада мартенсита по объему и границам зерен. Менее прочные приграничные слои зерен, претерпевающие почти полный распад на феррит-но-цементитную смесь, играют роль концентраторов напряжений, что в конечном итоге вызывает хрупкое разрушение.

Отпускная хрупкость II рода проявляется лишь в результате медленного охлаждения после отпуска при температурах выше 500 °С. При быстром охлаждении вязкость не уменьшается, а, наоборот, возрастает с повышением температуры отпуска. Поэтому отпускную хрупкость II рода иногда называют *обратимой* в отличие от отпускной хрупкости I рода, именуемой *необратимой.* Отпускная хрупкость II рода вызвана активным карбидообразованием по границам зерен, обеднением в связи с этим приграничных районов легирующими элементами (хромом, марганцем) и диффузией сюда фосфора. В результате происходит охрупчивание стали из-за ослабления прочности межзеренных сцеплений. При быстром охлаждения фосфор не успевает диффундировать из объема зерен к границам.

Присутствие же 0,2—0,5% молибдена (или 0,5—0,8% вольфрама) в стали затормаживает диффузионные процессы, уменьшает разницу в диффузионной подвижности атомов в объеме и по границам зерна и тем самым суще-

ственно препятствует возникновению неоднородности между указанными зонами. Ванадий (0,15%) способствует измельчению зерна. Поэтому хромоникелевые стали, легированные молибденом (вольфрамом) и ванадием, 36Х2Н2МФА, 38ХН3МА, 38ХН3ВА, 38ХН3МФА и др., обладают лучшими свойствами ($\sigma_в$ = 1100—1200 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 950—1100 МПа, δ = 12%, $\psi = 50\%$, KCU = 0,8 МДж/м^2). Повышение в них содержания никеля до 3—4% еще более улучшает прокаливаемость и снижает порог хладноломкости $t_в$ с –40 °С до –60 °С.

Стали относятся к мартенситному классу, слабо разупрочняются при нагреве до 300—400 °С. Из них изготавливают валы и роторы турбин, тяжелонагруженные детали редукторов и компрессоров.

7.6. Высокопрочные стали

Высокопрочными называют стали, имеющие предел прочности 1500—2000 МПа и более. Этим сталям необходимо иметь достаточный запас пластичности и вязкости. К высокопрочным сталям относятся:

а) *среднеуглеродистые комплексно-легированные стали*, используемые после закалки с низким отпуском или после термомеханической обработки (30ХГСН2А, 40ХН2МА, 38ХН3МА);

б) *мартенситно-стареющие стали* (03Н18К9М5Т, Н12К15М10, Н10Х11М2Т);

в) *метастабильные аустенитные стали* (трип-стали).

Из среднеуглеродистых комплексно-легированных сталей большое применение, особенно в самолетостроении, находит сталь 30ХГСН2А (см. табл. 7.1), представляющая собой хромансил, улучшенную за счет добавки 1,6% Ni. Эта сталь используется для изготовления деталей фюзеляжа, шасси, силовых сварных конструкций и др. Сталь применяется как в низкоотпущенном состоянии (см. табл. 7.3), так и после изотермической закалки, которая по сравнению с первым вариантом термообработки обеспечивает меньшую чувствительность к надрезу и более высокое сопротивление разрушению.

Термомеханическая обработка (ТМО), совмещающая в одном технологическом процессе пластическую деформацию аустенита и закалку, обеспечивает среднеуглеродистым легированным сталям типа 30ХГСН2А и 40ХН2МА высокую прочность ($\sigma_в$ до 2000—2800 МПа — на небольших опытных образцах) при достаточной пластичности (δ = 8—6%) и вязкости (KCU = 0,30—0,15 МДж/м^2).

Мартенситно-стареющие стали (03Н18К9М5Т, 04Х11Н9М2Д2ТЮ, 03Н19К6М5ТР и др.) превосходят по конструктивной прочности и технологичности рассмотренные ранее среднеуглеродистые стали (табл. 7.3). Они

обладают малой чувствительностью к надрезам, высоким сопротивлением хрупкому разрушению и низким порогом хладноломкости при прочности порядка $\sigma_в$ = 2000 МПа. Эти стали характеризуются высокой прокаливаемостью, хорошей свариваемостью, легкой деформируемостью в закаленном состоянии, малым короблением в процессе термической обработки. Мартенситно-стареющие стали представляют собой безуглеродистые (C $\leqslant$ 0,03%) сплавы железа с 8—25% Ni, дополнительно легированные Co, Mo, Ti, Al, Cr и другими элементами. Благодаря высокому содержанию никеля, кобальта и малой концентрации углерода в результате закалки от 1220—820 °C в воде или на воздухе фиксируется высокопластичный (δ = 18—20%, ψ = 75—85%, KCU = 2—2,5 МДж/м^2), но низкопрочный ($\sigma_в \leqslant$ 1100 МПа) железоникелевый мартенсит, пересыщенный легирующими элементами. Его в дальнейшем можно деформировать с большими степенями обжатия. Главное упрочнение происходит в процессе старения при температурах 450—550 °C за счет выделения из мартенситной матрицы когерентно с ней связанных мелкодисперсных фаз (NiTi, Ni_3Ti, NiAl, (Ni,Fe)Al, Fe_2Mo и др.). Детали из листов и прутков малого сечения закаливают с температуры 820 °C с последующим старением при 500 °C. Детали большой толщины из стали 03Н18К9М5Т подвергаются сложной термической обработке, включающей первую закалку с 1200 °C, последующую трехкратную закалку с 940 °C и старение при 520—540 °C (табл. 7.3). При этом закалку осуществляют в воде (до потемнения поверхности), а затем охлаждают на воздухе. Мартенситно-стареющие стали обладают высокой конструктивной прочностью в интервале температур от криогенных до 500 °C и рекомендуются для изготовления корпусов ракетных двигателей, стволов артиллерийского и стрелкового оружия, катапульт самолетов, шасси, гидрокрыльев, корпусов подводных лодок, батискафов, деталей криогенных сосудов, высоконагруженных дисков турбомашин, зубчатых колес, шпинделей, червяков и т. д.

Метастабильные аустенитные высокопрочные стали повышенной пластичности получили название трип-сталей (TRIP — Transformation Induced Plasticity) или ПНП-сталей (ПНП — пластичность, наведенная превращением). Стали этого класса 30Х9Н8М4Г2С2, 25Н25М4Г1 (приведен ориентировочный марочный состав) и другие содержат 0,2—0,3% C, 8—10% Cr, 8—25% Ni, 2—6%Mo, 1—2,5% Mn, до 2% Si. После закалки с 1000—1100 °C в этих сталях фиксируется устойчивая аустенитная структура, так как точка начала мартенситного превращения $M_н$ лежит в области отрицательных температур. В процессе последующей пластической деформации (степень обжатия 50—80%), проводимой при 450—600 °C (ниже температуры рекристаллизации), происходит наклеп аустенита, а также его обеднение углеродом и легирующими элементами за счет выделения карбидов (дисперсионное упрочнение). Вследствие этого повышаются температуры $M_н$ и $M_д$ (температура начала образования мартенсита деформации), причем последняя превышает 20 °C. Поэтому в процессе охлаждения аустенит становится метастабильным и при повторной деформации претерпевает мартенситное превращение.

В результате закалки, наклепа и деформационного старения аустенита трип-стали приобретают оптимальные механические свойства: высокую прочность ($\sigma_в$ = 1800—2000 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1400—1700 МПа), хорошую пластичность $\delta > 20\%$ (до 100—150%) и трещиностойкость.

Необходимость мощного прокатного и другого технологического оборудования для осуществления пластической деформации при относительно низких температурах, анизотропия свойств деформированных сталей, сложность сварки — все это ограничивает возможность широкого применения трип-сталей. Из этих сталей изготавливают проволоку, тросы, высоконагруженные детали.

7.7. Пружинные стали общего назначения

Пружины, рессоры и другие упругие элементы работают в области упругой деформации материала. В то же время многие из них подвержены воздействию циклических нагрузок. Поэтому основные требования к пружинным сталям — это обеспечение высоких значений пределов упругости, текучести, выносливости, а также необходимой пластичности и сопротивления хрупкому разрушению.

Стали для пружин и рессор содержат 0,5—0,75% С; их также дополнительно легируют кремнием (до 2,8%), марганцем (до 1,2%), хромом (до 1,2%), ванадием (до 0,25%), вольфрамом (до 1,2%) и никелем (до 1,7%). При этом происходит измельчение зерна, способствующее возрастанию сопротивления стали малым пластическим деформациям, а следовательно, ее релаксационной стойкости.

Широкое применение на транспорте нашли кремнистые стали 55С2, 60С2А, 70С3А. Однако они могут подвергаться обезуглероживанию, графитизации, резко снижающим характеристики упругости и выносливости материала. Устранение указанных дефектов, а также повышение прокаливаемости и торможение роста зерна при нагреве достигается дополнительным введением в кремнистые стали хрома, ванадия (60С2ХФА — см. табл.7.1), вольфрама (65С2ВА) и никеля (60С2Н2А).

Лучшими технологическими свойствами, чем кремнистые стали, обладает сталь 50ХФА, широко используемая для изготовления автомобильных рессор. Клапанные пружины делают из стали 50ХФА, не склонной к обезуглероживанию и перегреву, но имеющей малую прокаливаемость. Повышение прокаливаемости достигают легированием этой стали марганцем (50ХГФА).

Термическая обработка легированных пружинных сталей (закалка 850—880 °С, отпуск 380—550 °С) обеспечивает получение высоких пределов

прочности ($\sigma_в$ = 1200—1900 МПа) и текучести ($\sigma_{0,2}$ = 1100—1700 МПа) при пластичности δ = 5—12% (см. табл. 7.3). Применяется также изотермическая закалка.

Максимальный предел выносливости получают при термической обработке на твердость HRC 42—48. Существенное (до двух раз) повышение предела выносливости рессор достигается их поверхностным наклепом посредством дробеструйной и гидроабразивной обработок, в процессе которых в поверхностном слое деталей наводятся остаточные напряжения сжатия (снижающие при эксплуатации деталей общий уровень напряжений растяжения в указанном слое).

Для изготовления пружин также используют холоднотянутую проволоку (или ленту) из высокоуглеродистых сталей 65, 65Г, 70, У8, У10 и др.

Пружины и другие элементы специального назначения изготавливают из высокохромистых мартенситных (30Х13), мартенситно-стареющих (03Х12Н10Д2Т), аустенитных нержавеющих (12Х18Н10Т), аустенито-мартенситных (09Х15Н8Ю) и других сталей и сплавов.

7.8. Шарикоподшипниковые стали

Основной причиной выхода из строя подшипников качения является контактная усталость металла, проявляющаяся в выкрашивании частиц и отслаивании тонких пластин с рабочих поверхностей деталей (явление шелушения). При этом на контактных поверхностях деталей возникают дефекты в виде мелких «язв».

Для обеспечения работоспособности изделий шарикоподшипниковая сталь должна обладать высокой твердостью, прочностью и контактной выносливостью. Это достигается повышением качества металла: его очисткой от неметаллических включений и уменьшением пористости посредством использования электрошлакового или вакуумно-дугового переплава.

При изготовлении деталей подшипника широко используют шарикоподшипниковые (Ш) хромистые (Х) стали ШХ15 и ШХ15СГ (последующая цифра 15 указывает содержание хрома в десятых долях процента — 1,5%). Стали содержат по 1% С. ШХ15СГ дополнительно легирована кремнием (0,5%) и марганцем (1,05%) для повышения прокаливаемости. Отжиг стали на твердость порядка 190 НВ обеспечивает обрабатываемость полуфабрикатов резанием и штампуемость деталей в холодном состоянии. Закалка деталей подшипника (шариков, роликов и колец) осуществляется в масле с температур 840—860 °С. Перед отпуском детали охлаждают до 20—25 °С для обеспечения стабильности их работы (за счет уменьшения количества остаточного аустенита). Отпуск стали проводят при 150—170 °С в течение 1—2 ч. Оптимальные условия обеспечения работоспособности изделий достигаются

в том случае, если шарики имеют несколько большую твердость (62—66 HRC) по сравнению с роликами и кольцами (61—65 HRC для стали ШХ15).

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки, изготавливают из сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ с последующей их цементацией и термической обработкой. Для деталей подшипников, работающих в азотной кислоте и других агрессивных средах, используется сталь 95Х18, содержащая 0,95% С и 18% Cr (см. табл.7.1, 7.3).

7.9. Износостойкая высокомарганцевая аустенитная сталь

Износостойкость деталей обычно в первую очередь обеспечивается повышенной твердостью поверхности. Однако высокомарганцевая аустенитная сталь 110Г13Л (1,25% С, 13% Mn, 1% Cr, 1% Ni) при низкой начальной твердости (180—220 НВ) успешно работает на износ в условиях абразивного трения, сопровождаемого воздействием высокого давления и больших динамических (ударных) нагрузок (такие условия работы характерны для траков гусеничных машин, щек дробилок и др.). Это объясняется повышенной способностью стали упрочняться в процессе холодной пластической деформации. Так, при пластической деформации, равной 70%, твердость стали возрастает с 210 НВ до 530 НВ. Высокая износостойкость стали достигается не только деформационным упрочнением аустенита, но и образованием мартенсита с гексагональной (ε) или ромбоэдрической (ε′) решеткой. При содержании фосфора более 0,025% сталь становится хладноломкой. Структура литой стали представляет собой аустенит с выделившимися по границам зерен избыточными карбидами марганца (Mn_3C), снижающими прочность и вязкость материала. Для получения однофазной аустенитной структуры отливки закаливают в воде с температуры 1050—1100 °С. В таком состоянии сталь имеет высокую пластичность δ = 34—53%, ψ = 34—43%, низкую твердость 180—220 НВ и невысокую прочность $\sigma_в$ = 830—654 МПа.

Изделия, работающие в условиях кавитационного износа, изготавливают из сталей 30Х10Г10, 0Х14Г12М.

7.10. Коррозионностойкие (нержавеющие) стали и сплавы

Коррозия — это процесс разрушения металла под воздействием внешней среды. По механизму протекания различают химическую корро-

з и ю, возникающую под воздействием газов или неэлектролитов (нефть), и электрохимическую, развивающуюся в случае контакта металла с электролитами (кислоты, щелочи, соли, влажная атмосфера, почва, морская вода). Электрохимическая коррозия имеет свои разновидности. Так, однородный (например, однофазный со структурой твердого раствора) сплав может подвергаться равномерной коррозии по всей поверхности (причем с одинаковой скоростью). Неоднородный (многофазный) металл корродирует обычно локально, на отдельных участках поверхности (местная коррозия: точечная, пятнистая с язвами). В неоднородном (и даже в однородном) металле коррозионный процесс часто реализуется за счет возникновения на поверхности сплава микрогальванических элементов в связи с наличием там участков, обладающих различным электрохимическим потенциалом (фазы, границы зерен и другие дефекты структуры, тело зерна), с последующим растворением анодных участков в электролите. Электрохимическая неоднородность может быть вызвана как наличием в сплаве нескольких фаз, так и анизотропией электрохимического потенциала на границе и в объеме зерна. В данном случае по границам зерен реализуется интеркристаллитная (межкристаллитная) коррозия. При одновременном воздействии коррозионной среды и растягивающей нагрузки (коррозия под напряжением) наблюдается усиление коррозии, причем разновидностью этого типа коррозии является коррозионное растрескивание, проявляющееся в образовании тонкой сетки трещин в металле.

Стали, устойчивые против электрохимической коррозии, называются *коррозионностойкими* (*нержавеющими*). Устойчивость стали против коррозии достигается введением в нее элементов, образующих на поверхности плотные, прочно связанные с основой защитные пленки, препятствующие непосредственному контакту стали с агрессивной средой, а также повышающие ее электрохимический потенциал в данной среде. Так, введение более 12—14% Cr резко изменяет электрохимический потенциал стали с отрицательного на положительный и делает ее коррозионностойкой в атмосфере и во многих других промышленных средах (рис. 7.9).

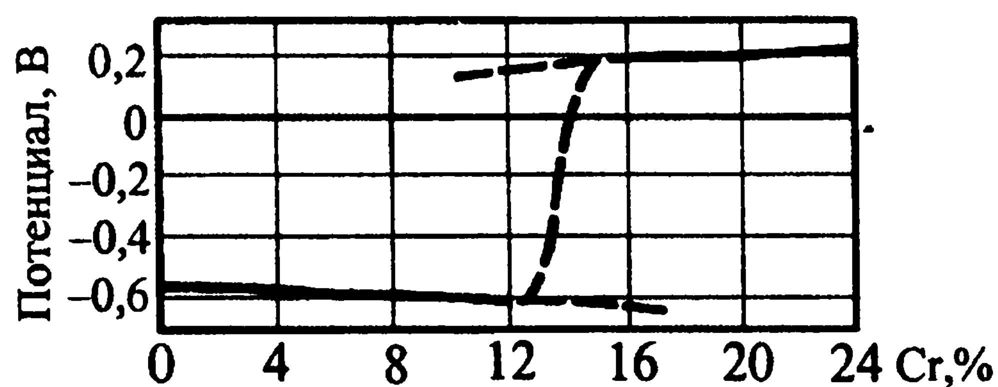


Рис. 7.9. Зависимость электрохимического потенциала железохромистых сплавов от содержания в них хрома

Нержавеющие стали разделяют на две основные группы: хромистые и хромоникелевые.

Хромистые коррозионностойкие стали (см. табл. 7.1) применяют трех типов: с 13, 17 и 27% Cr; при этом в сталях с 13% Cr содержание углерода может изменяться в зависимости от требований в пределах

от 0,08 до 0,40%. Структура и свойства хромистых сталей зависят от количества хрома и углерода. В соответствии со структурой, получаемой при нормализации, хромистые стали подразделяют на следующие классы: ферритный (стали 08Х13, 12Х17, 15Х25Т, 15Х28), мартенситно-ферритный (12Х13) и мартенситный (20Х13, 30Х13, 40Х13).

Хромистые стали, содержащие 12—14% Cr, в зависимости от содержания углерода могут испытывать $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение (стали мартенситного класса) или не испытывать его (стали ферритного класса); в стали мартенситно-ферритного класса (12Х13) $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение будет неполным. Наличие и полнота $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения определяют способность стали к упрочнению при термообработке: сталь с 0,1% С и 13% Cr не упрочняется при закалке из-за отсутствия $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения; чем больше в стали углерода, тем полнее протекает мартенситное превращение, тем выше содержание углерода в мартенсите и его твердость. Однако повышение концентрации углерода в стали приводит к образованию карбидов, уменьшая при этом количество хрома в твердом растворе (а именно содержание хрома в твердом растворе и определяет коррозионную стойкость стали); при этом в стали возникает двухфазная структура. Стали с 13% хрома подвержены коррозионному растрескиванию и точечной коррозии в содержащих ионы хлора средах.

Стали с низким содержанием углерода (08Х13, 12Х13) пластичны, хорошо свариваются и штампуются (см. табл. 7.3). Их подвергают закалке в масле (1000—1050 °С) с высоким отпуском при 600—800 °С и применяют для изготовления деталей, испытывающих ударные нагрузки (клапаны гидравлических прессов) или работающих в слабоагрессивных средах (лопатки гидравлических и паровых турбин и компрессора). Эти стали можно использовать при температурах до 450 °С (длительная работа) и до 550 °С (кратковременно). Стали 30Х13 и 40Х13 обладают высокой твердостью и повышенной прочностью. Эти стали закаливают с 1000—1050 °С в масле и отпускают при 200—300 °С (см. табл. 7.3). После такой обработки они сохраняют мартенситную структуру, характеризуются высокой твердостью (HRC 50—52) и достаточной коррозионной стойкостью. Стали 30Х13 и 40Х13 используют для изготовления карбюраторных игл, пружин, хирургических инструментов и т. д. Высокохромистые стали ферритного класса (12Х17, 15Х25Т и 15Х28) обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению со сталями, содержащими 13% Cr. Эти стали термической обработкой не упрочняются (см. табл. 7.3). Они склонны к сильному росту зерна при нагреве свыше 850 °С. Для измельчения зерна и повышения сопротивления межкристаллитной коррозии (подробнее МКК рассматривается далее) сталь легируют титаном (15Х25Т). Высокохромистые стали ферритного класса используются часто как окалиностойкие.

Хромоникелевые нержавеющие стали в зависимости от структуры подразделяют на аустенитные, аустенито-мартенситные и аустенито-фер-

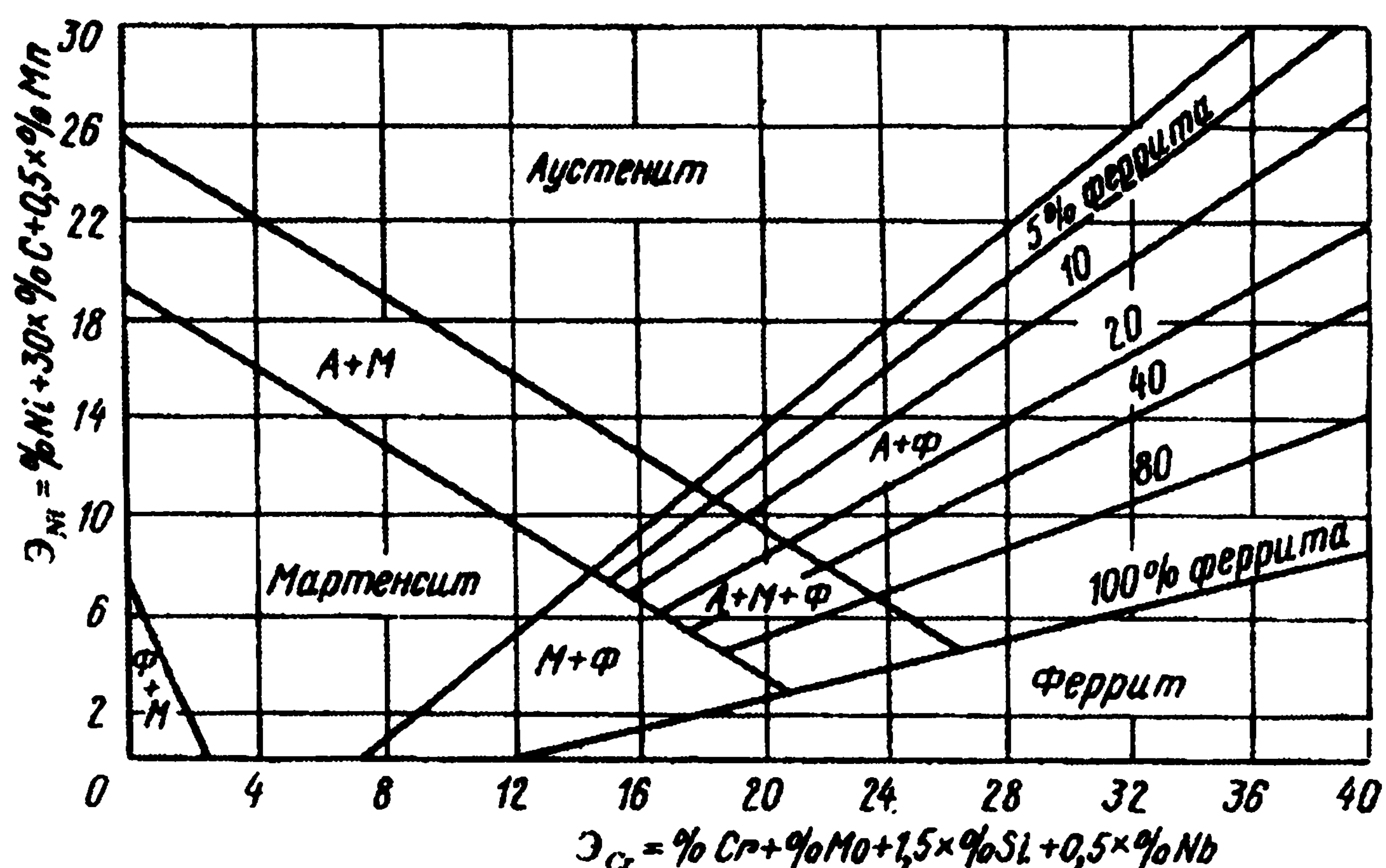


Рис. 7.10. Структурная диаграмма хромоникелевых нержавеющих сталей

ритные. Структура хромоникелевых сталей зависит от содержания углерода, хро́ма, никеля и других элементов (см. табл. 7.1).

Определить, к какому классу по структуре относится та или иная сложнолегированная хромоникелевая сталь, можно с помощью схематической диаграммы Шеффлера (рис. 7.10), в которой использованы в качестве критериев эквиваленты хрома ($Э_{Cr}$ = %Cr + %Mo + 1,5×%Si + 0,5×%Nb) и никеля ($Э_{Ni}$ = %Ni +30×%C + 0,5×%Mn).

Стали аустенитного класса с 18% Cr и 9—10% Ni (12Х18Н9, 17Х18Н9 и др.) в результате закалки приобретают аустенитную структуру и характеризуются высокой пластичностью (δ = 40—50%, ψ = 50—60%), умеренной прочностью ($\sigma_в$ = 500—600 МПа, см. табл. 7.3), хорошей коррозионной стойкостью в окислительных средах. Эти стали технологичны (хорошо свариваются, штампуются, подвергаются холодной прокатке и т. д.).

Стали 12Х18Н9, 17Х18Н9 после медленного охлаждения из аустенитной области имеют структуру, состоящую из аустенита, феррита и карбидов $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$). С целью растворения карбидов (выделение которых снижает коррозионную стойкость), а также предотвращения их выделения в процессе медленного охлаждения аустенитные стали нагревают до 1050—1120 °С и закаливают в воде, масле или на воздухе. В процессе холодной пластической деформации (достигающей 60—70%) стали наклепываются ($\sigma_в$ = 1200—1300 МПа, δ = 4—5%). Упрочнение в процессе холодной пластической деформации связано с наклепом и частичным мартенситным превращением.

Нагрев закаленных сталей в интервале 400—800 °С приводит к выделению в пограничных зонах зерен карбидов хрома $M_{23}C_6$ и обеднению в связи с

этим указанных зон хромом ниже 12%-ного предела; это вызывает снижение электрохимического потенциала пограничных участков аустенитного зерна и их растворение в коррозионной среде. Коррозионное разрушение имеет межкристаллитный характер, приводит к охрупчиванию стали и называется *межкристаллитной* (интеркристаллитной) *коррозией* (МКК). Для уменьшения склонности сталей к МКК в их состав вводят сильные карбидообразующие элементы — Ti или Nb — в количестве, равном пятикратному содержанию углерода (стали 12Х18Н10Т, 08Х18Н12Б). В этом случае образуются карбиды типа МС (TiC, NbC), а хром остается в твердом растворе. Стабильность аустенита в этих сталях обеспечивают повышением содержания никеля до 10—12%. Аустенитные стали не склонны к хрупкому разрушению при низких температурах, поэтому хромоникелевые коррозионностойкие стали (особенно с малым содержанием углерода — 08Х18Н10) широко используют в криогенной технике для хранения сжиженных газов, изготовления оболочек топливных баков и ракет и т.д.

Стали аустенито-мартенситного класса (09Х15Н8Ю, 09Х17Н7Ю) получили применение в основном как высокопрочные. Они хорошо свариваются, устойчивы против атмосферной коррозии. С целью обеспечения достаточной прочности и одновременно повышенной коррозионной стойкости сталь 09Х15Н8Ю подвергается следующей термической обработке: закалке на аустенит (925—975 °С) с последующей обработкой холодом (–70 °С) и старением (350—380 °С).

После закалки сталь обладает высокой пластичностью (δ = 30%, $\sigma_в$ = 900 МПа) и может пластически деформироваться и обрабатываться резанием. Обработка холодом вызывает превращение ~80% аустенита в мартенсит. Последующее старение приводит к дополнительному упрочнению стали ($\sigma_в$ = 1200—1300 МПа, δ = 10%) за счет выделения в мартенсите дисперсных фаз типа Ni_3Al.

Значительное упрочнение стали достигается нагартовкой предварительно закаленной стали и последующим старением при 450—480 °С ($\sigma_в$ = 1100 МПа, δ = 14%). По коррозионной стойкости полуаустенитные стали заметно уступают аустенитным, но в интервале 400—500 °С имеют преимущества по прочности.

Эти стали применяют для изготовления обшивки, сопловых конструкций и силовых элементов узлов летательных аппаратов.

Стали аустенито-ферритного класса (08Х22Н6Т, 03Х23Н6, 08Х21Н6М2Т, 10Х25Н5М2 и др.) содержат 18—30% Cr (чаще 20—25%), 5—8% Ni, до 3% Mo, 0,03—0,10% C, а также добавки Ti, Nb, Cu, Si и N (иногда никель частично заменяют марганцем, например, в стали 08Х18Г8Н2Т). Эти стали после закалки в воде с 1000—1100 °С имеют структуру, состоящую из равномерно распределенных между собой зерен аустенита и феррита с содержанием последнего порядка 40—60%. В то же время в зависимости от химического состава стали соотношение указанных фаз в ней может существенно изменяться (рис. 7.10). Механические свойства закаленных аустенито-ферритных

сталей находятся в следующих пределах: $\sigma_в$ = 510—700 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 300—500 МПа, δ = 18—25% и ψ = 45—55%. Пластическая деформация стали (08Х22Н6Т) со степенью 35% приводит к значительному ее упрочнению $\sigma_в$ = 1350 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1200 МПа, δ = 8%. Наклеп стали при производстве тонкого листа или проволоки снимают промежуточной термической обработкой. При этом для предотвращения охрупчивания охлаждение стали (после горячей пластической деформации или смягчающей термической обработки) ведут ускоренно. Температуру и продолжительность отпуска сталей для снятия напряжений выбирают с учетом предотвращения их охрупчивания в интервалах температур 450—500 °С (так называемая «хрупкость 475 °С», обусловленная упорядочением и расслоением феррита в приграничных объемах) и 650—850 °С (снижение пластичности и ударной вязкости стали за счет выделения из феррита и аустенита соответственно σ-фазы (FeCr) и карбидов $M_{23}C_6$). При этом необходимо учитывать, что лишь длительные нагревы аустенито-ферритных сталей выше 400 °С вызывают их охрупчивание, а кратковременные технологические — не опасны. Поэтому предельная рабочая температура при длительной эксплуатации сварного оборудования из аустенито-ферритных сталей составляет 300—350 °С.

Аустенито-ферритные стали имеют по сравнению с аустенитными ряд преимуществ: более оптимальный комплекс механических свойств (в частности, более высокий предел текучести); меньшую предрасположенность к МКК и коррозионному растрескиванию; содержат меньше дефицитного никеля. Стали аустенито-ферритного класса не склонны к росту зерна при сохранении двухфазной структуры; они стойки как в окислительных, так и окислительно-восстановительных средах; обладают хорошей свариваемостью; могут деформироваться в режиме сверхпластичности. Повышенное содержание в аустенито-ферритных стали хрома способствует возрастанию устойчивости аустенита по отношению к мартенситному превращению.

Аустенито-ферритные стали применяют в химическом и пищевом машиностроении, судостроении, авиации, медицине.

7.12. Жаростойкие и жаропрочные стали

Жаростойкие стали. Под жаростойкостью (окалиностойкостью) понимают сопротивление металла окислению в газовой среде при высоких температурах. К жаростойким относят стали, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С.

Для повышения окалиностойкости сталь легируют элементами (хромом, алюминием и кремнием), имеющими большее сродство к кислороду, чем железо, и образующими на поверхности стали плотные оксидные пленки

типа $(Cr,Fe)_2O_3$, $(Al,Fe)_2O_3$ и др. В связи с тем, что диффузия (особенно кислорода) через эти пленки затруднена, наличие на поверхности указанных тонких пленок приводит к торможению процесса дальнейшего окисления. Стали, легированные Cr и Si, называют сильхромами; Cr и Al — хромалями; Cr—Al—Si — сильхромалями. Среди сильхромов широкое применение получили жаростойкие (с температурой окалинообразования 850 °С) и одновременно жаропрочные (до 600 °С) стали мартенситного класса 40Х9С2 и 40Х10С2М. Стали подвергаются закалке в масле с 1000—1050 °С с последующим отпуском при 500—540 °С (охлаждение на воздухе; сталь 40Х9С2) или при 720—780 °С (охлаждение в масле; сталь 40Х10С2М) — см. табл. 7.3. Ускоренное охлаждение после отпуска в масле или на воздухе необходимо для избежания охрупчивания сильхромов в интервале 450—600 °С. Сильхромы применяют для изготовления клапанов двигателей внутреннего сгорания и деталей печного отопления.

Сталь 10Х13СЮ (сильхромаль) окалиностойка до 950 °С; она устойчива в серосодержащих средах. Однако высокое содержание алюминия и кремния в сталях вызывает их охрупчивание, в связи с чем эти элементы добавляют в небольших количествах.

Ферритная сталь 08Х17Т жаростойка до 900 °С и применяется в теплообменниках.

Аустенитные стали 12Х18Н9Т и 36Х18Н25С2 (см. табл. 7.1 и 7.3) обладают высокой технологичностью и достаточной прочностью при повышенных температурах. Они жаростойки соответственно до 800 и 1100 °С.

Сталь 36Х18Н25С2 благодаря добавке кремния обладает высокой жаростойкостью в среде с повышенным содержанием серы; она применяется для изготовления сопловых аппаратов и жаровых труб в газотурбинных установках.

Жаропрочные стали. Жаропрочные стали используются при работе под нагрузкой (в течение заданного промежутка времени) и обладают достаточной жаростойкостью при температурах выше 500 °С. Легирование вносит существенный вклад в повышение жаропрочности сталей: во-первых, возрастает энергия межатомной связи в твердых растворах (а следовательно, затормаживаются диффузионные процессы); во-вторых, за счет легирования и термической обработки (закалка с последующим старением) формируется специальная гетерогенная структура, состоящая из твердого раствора и вкрапленных в него дисперсных карбидных или интерметаллидных фаз, когерентных с основой.

Жаропрочные стали *перлитного класса* — это низколегированные стали (12Х1МФ, 25Х1М1Ф, 20Х1М1Ф1БР и др.), содержащие 0,08—0,25% С и легирующие элементы — Cr, V, Mo, Nb (см. табл. 7.1). Ряд легирующих элементов (например, Mo, Cr), растворяясь в феррите, затормаживает диффузионные процессы, повышая тем самым прокаливаемость, температуру рекристаллизации и жаропрочность сталей. Роль ванадия и ниобия заключается в об-

разовании дисперсных карбидов, упрочняющих твердый раствор. Хром повышает жаростойкость. Предельное максимальное содержание углерода 0,25% ограничивается опасностью обеднения феррита молибденом и снижения в связи с этим уровня прочностных и технологических свойств. Лучший комплекс механических свойств обеспечивается закалкой в масле (или нормализацией) с 880—1080 °С с последующим высоким отпуском при 640—750 °С. Стали перлитного класса используются для изготовления деталей, длительно (10000 ч и более) работающих в режиме ползучести при температурах до 500—580 °С и малых нагрузках: это трубы пароперегревателей, арматура паровых котлов, детали крепежа. Длительная прочность $\sigma_{10^5}^{580}$ для стали 12Х1МФ при 580 °С равна 120 МПа.

Стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов (15Х11МФ, 11Х11Н2В2МФ, 15Х12ВНМФ, 18Х12ВМБФР и др.) используются при температурах до 580—600 °С. Введение в высокохромистые (8—13% Cr) стали вольфрама и ванадия совместно с молибденом способствует существенному повышению их жаропрочности. Стали с меньшим содержанием хрома (до 11% Cr) принадлежат к мартенситному классу, а с большим (11—13% Cr) — к мартенситно-ферритному. Стали закаливают на мартенсит с температур 1000—1100 °С в масле или на воздухе (см. табл. 7.3). В процессе нагрева под закалку происходит растворение в аустените карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C. После отпуска при 600—750 °С стали приобретают структуру сорбита (смесь упрочненного легированного феррита и выделившихся мелких карбидов). Длительная прочность стали 15Х12ВНМФ составляет при 550 °С $\sigma_{10^5}^{550}$ =200 МПа. Стали используют для изготовления деталей газовых турбин и паросиловых установок.

К жаропрочным сталям мартенситного класса можно отнести также сильхромы 40Х9С2 и 40Х10С2М, рассмотренные в разделе жаростойких сталей.

Аустенитные стали обладают большей жаропрочностью, чем мартенситные, — их рабочие температуры достигают 700—750 °С. Аустенитные стали пластичны, хорошо свариваются. По способу упрочнения аустенитные стали подразделяют на три группы:

1) твердые растворы, не упрочняемые старением;

2) твердые растворы с карбидным (MC, M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C) упрочнением;

3) твердые растворы с интерметаллидным (Ni_3Ti, Ni_3Al, $Ni_3(Ti,Al)$, Ni_3Nb и др.) упрочнением.

Стали первой группы (08Х15Н24В4ТР, 09Х14Н19В2БР) применяют в закаленном состоянии (закалка 1100—1160 °С, вода или воздух). Эти стали используют для изготовления трубопроводов силовых установок высокого давления, работающих при 600—700 °С.

Аустенитные жаропрочные стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением, как правило, подвергают закалке с 1050—1200 °С в воде, масле

или на воздухе и последующему старению при 600—850 °C. При закалке происходит растворение карбидов и интерметаллидов в твердом растворе (аустените) с их последующим выделением в мелкодисперсном виде при старении. Иногда применяют двойную закалку и ступенчатое старение.

В аустенитных сталях с карбидным упрочнением 45Х14Н14В2М, 40Х15Н7Г7Ф2МС высокая жаропрочность достигается введением в хромоникелевый аустенит 0,3—0,5% углерода и карбидообразующих элементов — Mo, W, V и др. После закалки, в процессе последующего старения образуются дисперсные карбиды типа $M_{23}C_6$ и МС, повышающие механические свойства сталей. Сталь 45Х14Н14В2М в отожженном состоянии (после выдержки при 810—830 °C с охлаждением на воздухе) используют для изготовления клапанов авиационных двигателей (табл. 7.3).

Стали с интерметаллидным упрочнением (10Х11Н20Т3Р, 10Х11Н23Т3МР) содержат небольшое количество углерода и дополнительно легированы титаном, алюминием, молибденом и бором (см. табл. 7.1). Титан и алюминий образуют основную упрочняющую γ'-фазу (Ni_3Ti или Ni_3TiAl). Бор упрочняет границы зерен аустенита. Молибден легирует твердый раствор, повышая энергию межатомной связи. Стали используют для изготовления камер сгорания, дисков и лопаток турбин, а также сварных конструкций, работающих при температурах до 700 °C.

Жаропрочные сплавы на железоникелевой основе (например, ХН35ВТ, ХН35ВТЮ и др.) дополнительно легированы хромом, титаном, вольфрамом, алюминием, бором (см. табл. 7.1). Они упрочняются, как и аустенитные стали, закалкой и старением (см. табл. 7.3). Сплав ХН35ВТЮ применяют для изготовления турбинных лопаток и дисков, колец соплового аппарата и других деталей, работающих при температурах до 750 °C.

Контрольные вопросы

1. Какое влияние оказывают легирующие элементы на дислокационную структуру стали?
2. Какова взаимосвязь между дислокационной структурой и свойствами сталей?
3. Как влияют легирующие элементы на свойства стали?
4. Почему легированные стали перлитного и мартенситного классов целесообразнее закаливать в масле, а не в воде?
5. Какой элемент, в первую очередь, обеспечивает коррозионную стойкость стали?
6. Что такое отпускная хрупкость стали, в чем она проявляется и как ее можно устранить?
7. В чем принципиальное различие структуры и свойств сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов после нормализации?
8. Какой термической обработкой упрочняются аустенитные жаропрочные стали?
9. Какими эксплуатационными свойствами должны обладать пружинные и шарикоподшипниковые стали?

Глава 8. Цветные металлы и сплавы

Общеизвестно широкое применение цветных металлов и сплавов на их основе в различных областях производства. Так, алюминиевые, магниевые и титановые сплавы широко применяются в авиационной промышленности. В то же время изделия из легких сплавов используют в строительстве, транспортном машиностроении, приборостроении, судостроении и других отраслях промышленности. Медь обладает высокой электрической проводимостью и широко применяется в электротехнике; она является также основой многих важных промышленных сплавов (например, латуней, бронз и др.). Основой многих жаростойких, жаропрочных и электротехнических сплавов является никель. Одновременно он часто используется как легирующий элемент в специальных сталях. В качестве конструкционных материалов для новой техники широко используют тугоплавкие металлы (вольфрам, молибден, ниобий, хром и др.), а также сплавы на их основе.

8.1. Сплавы на основе легких металлов

Легкими называют металлы, имеющие плотность менее 5 Мг/м^3: литий, калий, натрий, рубидий, цезий, кальций, магний, бериллий, алюминий, титан. Свойства ряда легких металлов приведены в табл. 8.1.

Таблица 8.1. **Свойства легких металлов**

Свойства	Металл			
	Mg	Be	Al	Ti
Плотность, Мг/м^3	1,74	1,85	2,72	4,5
Температура плавления, °С	651	1285	658	1725
Коэффициент линейного расширения, $\times 10^6$, 1/°С	26	12	23,8	9,75
Теплопроводность, Вт/(м·К)	154,7	179,7	217,4	15,05
Модуль упругости, МПа	45000	310000	70000	112000
Тип кристаллической решетки	ГПУ	ОЦК/гексаг.	ГЦК	ОЦК/ГПУ

Сплавы на основе представленных в табл. 8.1 металлов отличаются высокой удельной прочностью вплоть до 500 °С и большой теплопроводностью

Таблица 8.3. **Буквенно-цифровая маркировка алюминиевых сплавов**

Принцип классификации	Сплав	
	название	обозначение
По химическому составу	—	АМг, АМц
По названию сплава	Дуралюмин	Д1, Д6
По технологическому назначению	Ковочный	АК6, АК8
По свойствам	Высокопрочный	В95, В96
По методу получения полуфабрикатов и изделий	Спеченный литейный	САП, САС, АЛ2
По виду полуфабрикатов	Проволочный	Амг5П

Таблица 8.4. **Буквенно-цифровая маркировка технологической обработки деформируемых и литейных сплавов**

Обозначение	Вид обработки, характеристика свойств материала	
	Деформируемые сплавы	Литейные сплавы
М	Мягкий, отожженный	Модифицированный
Т	Закаленный и естественно состаренный	—
Т1	Закаленный и искусственно состаренный на максимальную прочность	Состаренный
Т2	Закаленный и искусственно состаренный по смягчающему режиму для повышения вязкости разрушения	Отожженный
Т3	Закаленный и искусственно состаренный по смягчающему режиму для повышения сопротивления коррозии под напряжением	—
Т4	—	Закаленный
Т5	—	Закаленный и частично состаренный
Т6	—	Закаленный и полностью состаренный на максимальную твердость
Т7	—	Закаленный с последующим стабилизирующим отпуском
Т8	—	Закаленный с последующим смягчающим отпуском
Н	Нагартованный (5—7%)	—
П	Полунагартованный	—
НI	Усиленно нагартованный (20%)	—

Обозначение	Вид обработки, характеристика свойств материала	
	Деформируемые сплавы	Литейные сплавы
ТН	Закаленный, естественно состаренный и нагартованный	—
Т1Н	Закаленный, нагартованный и искусственно состаренный	—
ТПП	Закаленный и естественно состаренный, повышенной прочности	—
ГК	Горячекатаные (листы, плиты)	—
А	Нормальная плакировка	—
У	Утолщенная плакировка (8% на сторону)	—

Примечание. Буква П, входящая в маркировку сплава, указывает на то, что сплав проволочный.

Таблица 8.5. **Примеры маркировок алюминиевых сплавов**

Легирующие элементы	Маркировка		Легирующие элементы	Маркировка	
	буквенная	цифровая		буквенная	цифровая
Al (чистый)	АД00	1010	Cu, Mg, Mn, Si	АК6	1360
Mn	АМц	1400		АК8	1380
Mg—Mn	АМг1	1510	Cu, Mg, Fe, Ni, Si	АК4	1140
	АМг5	1550		АК4-1	1141
Mg—Si	АВ	1343	Zn—Mg	—	1911
Cu—Mg	Д1	1100	Zn—Mg—Cu	В95	1950
	Д16	1160		В96Ц1	1960
	ВАД1	1191	Cu—Mn	Д20	1200
	Д18	1187		—	1201

Алюминиевые сплавы разделяют также по способности упрочняться термической обработкой на упрочняемые (закалка с 435 - 545°С, естественное старение при 20°С или искусственное - при 75 - 225°С, 3 - 48ч) и не упрочняемые ей. Они могут подвергаться гомогенизационному (480 - 530°С, 6 - 36ч), рекристаллизационному (300 - 500°С, 0,5 - 3ч) и разупрочняющему (закаленные и состаренные сплавы – 350 - 430°С, 1 - 2ч) отжигу. Состав и механические свойства сплавов приведены в табл. 8.6 и 8.7.

Деформируемые алюминиевые сплавы. Коррозионностойкие сплавы повышенной пластичности разделяют на две основные группы:

Таблица 8.6. **Классификация алюминиевых сплавов**

Технология получения и обработки	Основные характеристики группы сплавов	Основные химические элементы и компоненты сплавов	Примеры сплавов
Деформируемые	Коррозионностойкие, повышенной пластичности	Al—Mn Al—Mg Al—Mg—Si	АМц АМг6 АВ, АД31, АД33
	Пластичные при комнатной температуре	Al—Cu—Mg	Д18, В65
	Среднепрочные	Al—Cu—Mg	Д1, Д16
	Высокопрочные	Al—Zn—Mg—Cu	В95, В96Ц1
	Малой плотности, высокомодульные	Al—Mg—Li—Zr	1420
	Ковочные, пластичные при повышенной температуре	Al—Mg—Si—Cu	АК6, АК8
	Жаропрочные	Al—Cu—Mg—Fe—Ni Al—Cu—Mn	АК4-1 Д20, Д21
Спеченные	Жаропрочные	Al—Al_2O_3 Al—Cu—Mg—Al_2O_3 Al—Cr—Zr	САП-1, САП-2 СПАК-4 01419
	Высокомодульные с пониженной плотностью	Al—Mg—Li—Zr	01429
	Сплавы с низким коэффициентом линейного расширения	Al—Si—Ni Al—Si—Fe	САС1-50 САС-2
	Высокопрочные	Al—Zn—Mg—Cu	ПВ90
Литейные	Герметичные	Al—Si Al—Si—Mg Al—Si—Cu—Mg	АЛ2, АЛ4, АЛ9 АЛ34 АЛ4М, АЛ32
	Высокопрочные и жаропрочные	Al—Cu—Mn Al—Cu—Mn—Ni Al—Si—Cu—Mg	АЛ19 АЛ33 АЛ3, АЛ5
	Коррозионностойкие	Al—Mg Al—Mg—Zn	АЛ8, АЛ27 АЛ24
Композиционные	Волокнистые: армированные борным волокном (Б. В.)	АД1—Б.В. АД33—Б.В.	ВКА-1 ВКА-2
	Сплавы, армированные стальной проволокой	Матрица: АД1, АВ; проволока 18Х15Н5АМ3	КАС-1, КАС-1А

б л и ц а 8.7. **Химический состав и механические свойства алюминиевых сплавов**

ава	Содержание легирующих элементов, мас. %						Режим технологической обработки	Механические свойства	
	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	другие элементы		$\sigma_в$, МПа	δ, %
АМц	—	—	1,3	—	—	—	П	170	10
АМг6	< 0,1	6	0,65	< 0,4	< 0,2	Fe < 0,4, Ti < 0,06	Н1	400	9
АВ	0,3	0,7	0,25	0,85	< 0,2	Fe < 0,5, Ti < 0,15	Т1	350	13
АД33	0,28	1,0	< 0,15	0,6	< 0,25	Fe < 0,7, Cr = 0,25, Ti < 0,15	Т1	310	14
Д18	2,6	0,35	< 0,2	< 0,5	< 0,1	Fe < 0,5, Ti < 0,1	Т	300	24
Д16	4,35	1,5	0,6	< 0,5	< 0,3	Ni < 0,1, Fe < 0,5	Т1	480	12
В96Ц1	2,3	2,65	0,55	< 0,3	8,5	Zr = 0,13, Fe < 0,3	Т2	660	8
1420	—	5,5	< 0,3	0,2	—	Li = 2,1, Zr = 0,12	Т1	450	10
АК8	4,35	0,6	0,7	0,9	< 0,3	Fe < 0,7, Ni < 0,1, Ti < 0,1	Т1	480	10
АК4-1	2,3	1,5	< 0,2	< 0,35	< 0,3	Ni = 1,1, Fe = 1,1, Cr < 0,1	Т1	400	8
Д20	6,5	—	0,6	—	—	Ti = 0,15	Т1	400	12
САП-2	—	—	—	—	—	0,25 Fe, $10\% Al_2O_3$	Н	350	7
САС1-50	—	—	—	27,5	—	Ni = 6,0	Н	350	3
01419	—	—	—	—	—	Zr = 1,5, Cr = 1,5	Т1	350	12
ПВ90	1,5	2,5	< 1,0	—	8	Co = 1,5, Zr = 0,3	Т1	780	7
АЛ2	< 0,6	< 0,1	< 0,5	11,5	< 0,3	Fe < 1,5, Zr < 0,1	—	170	6
АЛ34	< 0,3	0,45	< 0,1	7,5	< 0,2	Ti = 0,2, Be = 0,27, B < 0,1, Zr < 0,2	Т5	360	5

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, мас. %						Режим технологической обработки	Механические свойства	
	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	другие элементы		$\sigma_в$, МПа	δ, %
АЛ32	1,25	0,4	0,4	8,0	< 0,3	Ti = 0,2, Zr < 0,1, Fe < 0,9	T1	200	2,5
АЛ19	4,9	< 0,05	0,8	< 0,3	< 0,2	Ni < 0,1, Ti = 0,25, Zr < 0,2	T5	340	4
АЛ5	1,25	0,48	< 0,5	5,0	< 0,3	Be, Zr, Ti < 0,15, Pb < 0,01	T7	240	1,5
АЛ33	5,8	< 0,05	0,8	< 0,3	—	Ni = 1, Zr = 0,12, Ce = 0,22	T6	300	1,0
АЛ27	< 0,15	10	< 0,1	< 0,2	< 0,1	Ti = 0,1, Be = 0,1, Zr = 0,12	T4	360	18
АЛ24	< 0,2	1,75	0,35	< 0,3	4,0	Be, Zr < 0,1, Ti = 0,15	T5	310	3

Примечание. Приведен ориентировочный состав алюминиевых сплавов.

а) сплавы на основе систем Al—Mn (АМц) и Al—Mg (АМг6), не упрочняемые термической обработкой. Их используют в отожженном (М), нагартованном (Н) или полунагартованном (П) состояниях. Эти сплавы хорошо свариваются. Их применяют для изготовления коррозионностойких изделий, получаемых методами глубокой вытяжки и сварки (например, сварных бензобаков, трубопроводов для масла и бензина, корпусов и мачт судов);

б) сплавы системы Al—Mg—Si (АВ, АД31, АД33), упрочняемые закалкой (520—530 °С) и искусственным старением (150—170 °С, 10—12 ч). Эти сплавы, вне зависимости от состояния материала, не склонны к коррозионному растрескиванию под напряжением. Они удовлетворительно обрабатываются резанием в закаленном и состаренном состоянии, а также свариваются с помощью точечной, шовной и аргонодуговой сварки. Большей коррозионной стойкостью обладают сплавы АД31 и АД33, работающие в интервале –70 до +50 °С; сплав авиаль АВ из указанной группы сплавов характеризуется большей прочностью. Из сплавов АВ, АД31 и АД33 изготавливают лопасти и детали кабин вертолетов, барабаны колес гидросамолетов.

Хорошим сочетанием прочности и пластичности отличаются сплавы системы Al—Cu—Mg — дуралюмины Д1, Д16, Д18, Д19, ВД17 и др. Они упрочняются термической обработкой, (Д16, Т1: зак.494 °С, стар. 190 °С, 68 ч), хорошо свариваются точечной сваркой, удовлетворительно обрабатываются резанием (в термоупрочненном состоянии); однако склонны к межкристаллической коррозии после нагрева (особенно Д1, Д16 и В65). Значительное повышение коррозийной стойкости сплавов достигается плакированием (покрытием их техническим алюминием А7, А8). Сплавы Д19 и ВД17 работают при нагреве до 200—250 °С (например, из сплава ВД17 изготовляют лопатки компрессора двигателя). В авиации дуралюмины применяют для изготовления лопастей воздушных винтов (Д1), силовых элементов конструкций самолетов (Д16, Д19), заклепок (В65, Д18) и др.

Высокопрочные сплавы системы Al—Zn—Mg—Cu (В93, В95, В96Ц) характеризуются большими значениями временного сопротивления (до 700 МПа). При этом достаточная пластичность, трещиностойкость и сопротивление коррозии достигаются режимами коагуляционного ступенчатого старения (В96Ц, Т2: зак. 470 °С, стар. 115 °С, 3-10 ч, зак. 175 °С, 3-20 ч), а также применением сплавов повышенной (В95пч) и особой (В95оч) чистоты. В данном случае сплавы обладают лучшей коррозионной стойкостью, чем дуралюмины. Рабочая температура высокопрочных сплавов не превышает 120 °С, ибо они не являются теплопрочными. Сплавы используют для изготовления высоконагруженных изделий, как правило, работающих в условиях сжатия (стрингеры, шпангоуты, лонжероны и др.).

Высокомодульный сплав 1420 обладает за счет легирования алюминия литием и магнием (система Al—Mg—Li) пониженной (на 11%) плотностью и одновременно повышенным (на 4%) модулем упругости по сравнению со свойствами сплава Д16. Сплав 1420 характеризуется коррозийной стойкостью (аналогичной сплаву АМг6М) после закалки с искусственным старением (Т1, зак. 450 °С, стар. 170 °С, 8—24 ч), а также после сварки. Сплав может быть использован для замены в изделиях сплава Д16, обеспечивая при этом снижение их массы на 10—15%.

Высокой пластичностью при горячей обработке давлением обладают ковочные сплавы АК6 и АК8 (система Al—Mg—Si—Cu). Они удовлетворительно свариваются, хорошо обрабатываются резанием, но склонны к коррозии под напряжением. Для обеспечения коррозионной стойкости детали из сплавов АК6 и АК8 анодируют (электрохимически оксидируют) или наносят лакокрасочные покрытия. Из ковочных сплавов изготавливают ковкой и штамповкой детали самолетов, работающие под нагрузкой (рамы, пояса лонжеронов, крепежные детали). Эти сплавы способны работать при криогенных температурах.

Жаропрочные алюминиевые сплавы системы Al—Cu—Mn (Д20, Д21) и Al—Cu—Mg—Fe—Ni (АК4-1) применяют для изготовления деталей

(поршни, головки цилиндров, диски и лопатки компрессоров), работающих при повышенных температурах (до 300 °С). Жаропрочность достигается за счет легирования сплавов никелем, железом и титаном, затормаживающими диффузионные процессы и образующими сложнолегированные мелкодисперсные упрочняющие фазы, устойчивые к коагуляции при нагреве (АКЧ-1, Т1: зак. 530 °С, стар. 190 °С, 8—12 ч). Сплавы обладают высокой пластичностью и технологичностью в горячем состоянии, хорошо (Д20) или удовлетворительно (Д21, АК-1) свариваются, однако отличаются пониженной коррозионной стойкостью; из защищают от коррозии анодированием и лакокрасочными покрытиями. При 250 °С большей жаропрочностью обладают сплавы Д21 (σ_{100}^{250}=130 МПа) и Д20 (σ_{100}^{250}=125 МПа) по сравнению со сплавом АК4-1 (σ_{100}^{250}=90 МПа).

Литейные алюминиевые сплавы. Основные требования к сплавам для фасонного литья — это сочетание хороших литейных свойств (высокой жидкотекучести, небольшой усадки, малой склонности к образованию горячих трещин и пористости) с оптимальными механическими и химическими (сопротивление коррозии) свойствами. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы эвтектического состава. Больше распространены сплавы на основе систем Al—Si, Al—Cu, Al—Mg.

Конструкционные герметичные сплавы систем Al—Si (АЛ2) и Al—Si—Mg (АЛ4, АЛ9, АЛ34) получили название силумины. АЛ2 близок к эвтектическому составу (10—13% Si) и отличается высокими литейными свойствами, коррозионной стойкостью, большой плотностью отливок. В то же время структура сплава АЛ2, представляющая собой игольчатую грубую эвтектику с включениями кристаллов первичного кремния, не обеспечивает требуемых механических свойств материала. Повышение пластичности сплава за счет изменения структуры (измельчение структуры эвтектики, появление избыточных кристаллов α-твердого раствора вместо кремния) достигается модифицированием АЛ2 натрием (0,065%) посредством введения в расплав смеси солей (67% NaF + 33% NaCl) (рис. 8.3). Термической обработкой сплав АЛ2 не упрочняется. Легированные силумины АЛ4, АЛ9, АЛ34 упрочняются термической обработкой по режимам Т1, Т4, Т5, Т6 (АЛ34, Т5: зак. 535 °С, стар. 75 °С, 6 ч). Силумины обладают хорошими литейными свойствами, удовлетворительной обрабатываемостью резанием, свариваемостью и коррозийной стойкостью, для повышения которой детали анодируют и защищают лакокрасочными покрытиями. Сплав АЛ2 используют для изготовления мелких, а АЛ4 и АЛ9 — средних и крупных литых деталей (корпусов компрессоров, картеров двигателей внутреннего сгорания). Сплав АЛ34 (ВАЛ5) превосходит сплавы АЛ4 и АЛ9 по прочности на 25—50%. Сплав АЛ34 применяется для отливок, получаемых литьем под давлением (блоков цилиндров автомобильных двигателей), и отличается хорошим комплексом технологических свойств.

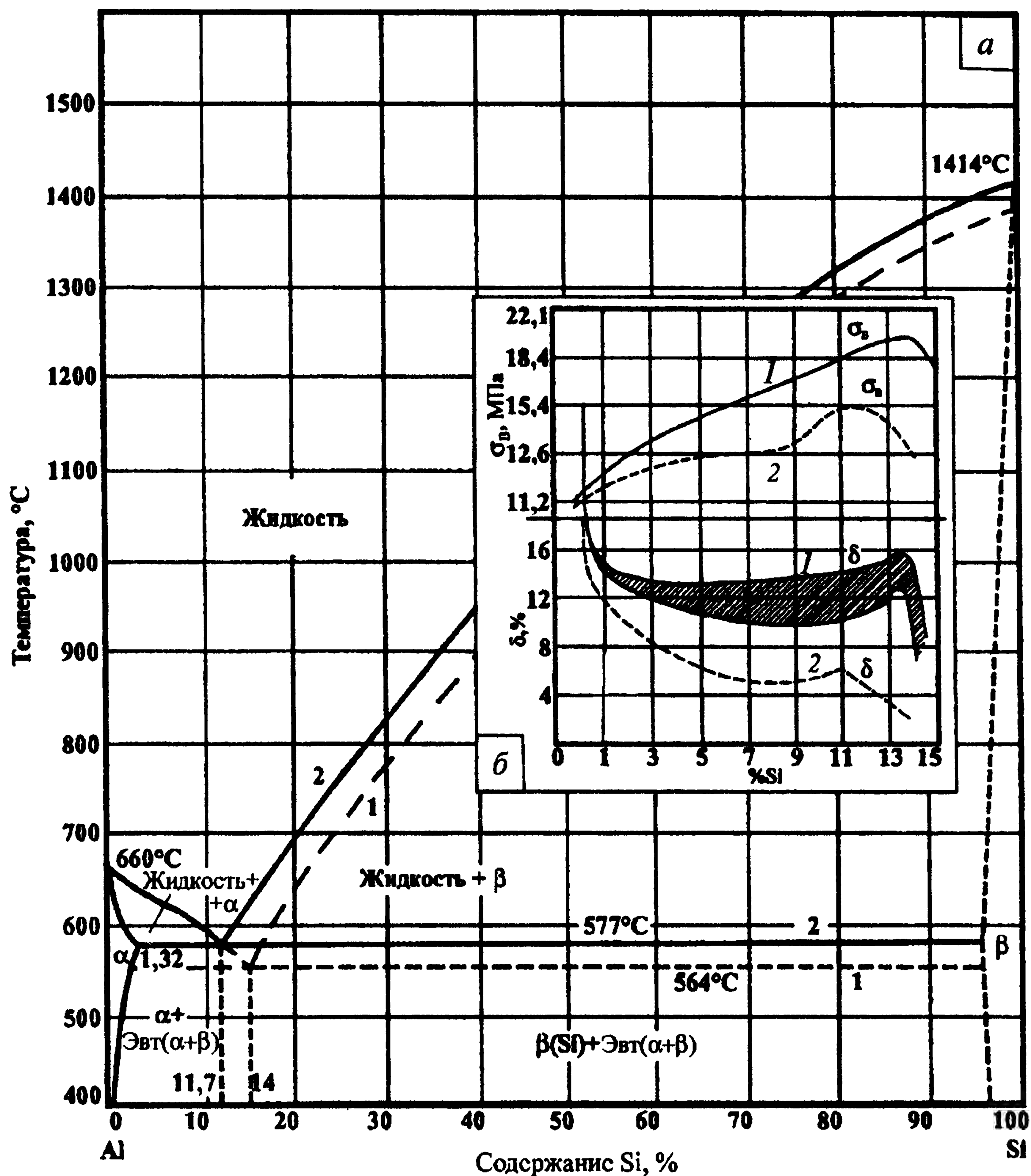


Рис. 8.3. Влияние модифицирования на вид диаграммы состояния Al—Si (*а*) и механические свойства сплавов этой системы (*б*):
1 — после модифицирования; *2* — до модифицирования

Высокопрочные и жаропрочные литейные сплавы. В эту группу входят сплавы систем Al—Cu—Mn (АЛ19), Al—Cu—Mn—Ni (АЛ33) и Al—Si—Cu—Mg (АЛ3, АЛ5).

Легирование сплава АЛ19 титаном обеспечивает ему высокие механические свойства (в том числе при динамическом нагружении) при комнатной и низких температурах, а дополнительное легирование церием и цирконием — жаро-

прочность при температурах до 300 °С. Сплав отличается хорошей обрабатываемостью резанием и свариваемостью, но пониженной коррозионной стойкостью. Сплав АЛ19 упрочняется термообработкой по режимам Т4, Т5, Т7 (Т5: зак. 545 °С, 12 ч, стар. 175 °С, 3—6 ч); он широко используется для литья крупногабаритных отливок в песчанные формы.

Сплав АЛ33 характеризуется высокой жаропрочностью (σ_{100}^{300} = 90 МПа), хорошей обрабатываемостью резанием, однако имеет пониженные литейные свойства и коррозионную стойкость. Он термически упрочняется по режимам Т5—Т7. Температура работы сплава АЛ33 — до 350 °С.

Сплавы АЛ3 и АЛ5 отличаются повышенной жаропрочностью при температурах до 250—270 °С, но пониженной коррозионной стойкостью. Сплавы упрочняют по режимам Т5—Т8, из них изготавливают корпуса приборов, головки цилиндров двигателей, работающие при повышенных температурах (250—270 °С).

Коррозионностойкие литейные алюминиевые сплавы. Сплавы систем Al—Mg (АЛ8, АЛ27) и Al—Mg—Zn (АЛ24) обладают высокой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах, обрабатываются резанием и свариваются. Дополнительное легирование сплавов системы Al—Mg бериллием, титаном и цирконием вызывает измельчение зерна и затормаживание процесса естественного старения, приводящего к снижению пластичности и коррозионной стойкости. Поэтому сплавы системы Al—Mg упрочняются только закалкой в масле без последующего старения (АЛ27, Т4: зак. 435 °С,10 ч). Сплавы АЛ8, АЛ27 и АЛ27-1 характеризуются невысокими литейными свойствами и низкой жаропрочностью (рабочие температуры до 80 °С). Сплавы способны работать в условиях коррозии морской воды вместо дефицитных бронз, латуней и нержавеющих сталей.

Сплавы системы Al—Mg—Zn (АЛ24) обладают стабильными механическими свойствами, хорошей жаропрочностью (до 150 °С) и удовлетворительными литейными свойствами. Сплав АЛ24 упрочняется естественным или искусственным старением без предшествующей закалки (Т1) либо закалкой с 550 °С (на воздухе или в кипящей воде) с последующим искусственным старением (165 °С, 22 ч) для повышения прочности.

Спеченные алюминиевые сплавы (порошковые и гранулированные) характеризуются повышенными механическими и физическими свойствами.

Спеченный алюминиевый порошок (САП) — это материал, полученный холодным, а затем горячим брикетированием (прессованием под давлением 700 МПа при 500—600 °С) предварительно окисленной алюминиевой пудры (чешуек толщиной до 1 мкм). Потом из горячепрессованных брикетов ковкой, прокаткой или прессованием изготавливают изделия или полуфабрикаты. Поскольку каждая частичка пудры покрыта тонким сло-

ем оксида алюминия, то чем тоньше пудра, тем больше в САПе оксида алюминия, выше его прочность, но ниже пластичность; в САПе содержится Al_2O_3 от 6 до 22%. САП характеризуется высокой прочностью и жаропрочностью при повышенных температурах (350—500 °С). Так, временное сопротивление САПа при 500 °С колеблется в интервале 80—120 МПа (в зависимости от содержания Al_2O_3). Разновидностью САПа является сплав СПАК-4 (системы Al—Cu—Mg—Al_2O_3), в котором впервые использовано совместное упрочнение алюминиевой матрицы оксидами (Al_2O_3) и интерметаллидами (например, Al_9FeNi и др.). Обладая высокой длительной прочностью при 350 °С (в 2—2,5 раза большей, чем у сплава АК4-1), сплав СПАК4 может применяться для работающих на форсированных режимах поршней.

Спеченные алюминиевые сплавы систем Al—Si—Ni (САС-1) и Al—Si—Fe (САС-2), отличающиеся низким коэффициентом термического расширения, изготавливают из порошков, полученных пульверизацией жидких сплавов. Это обеспечивает сплавам достаточно равномерную дисперсную структуру, содержащую мелкие включения кремния и интерметаллидов.

В настоящее время получили распространение гранулируемые алюминиевые сплавы, отличающиеся высоким содержанием легирующих элементов (Mn, Cr, Zr, Ti, V), нерастворимых или малорастворимых в алюминии. Гранулирование (получение гранул — литых частиц с диаметром от нескольких миллиметров до десятых долей миллиметра) осуществляют распылением расплава с высокими скоростями охлаждения (10^4—10^8 °С/с) в воде. При этом образуются пересыщенные переходными металлами твердые растворы на основе алюминия; одновременно изменяется структура: грубые первичные и эвтектические включения интерметаллидов (присущие слиткам, получаемым по обычной технологии) становятся более тонкими и равномерно распределенными, что повышает механические свойства сплавов. Из гранул изготавливают прессованные полуфабрикаты и листы любых алюминиевых сплавов. В процессе горячей деформации при получении полуфабрикатов аномально пересыщенные твердые растворы распадаются с выделением дисперсных частиц интерметаллидов. Таким образом, технологический нагрев до 400—450 °С при изготовлении полуфабрикатов является упрочняющим старением сплава. Роль закалки для таких сплавов играет кристаллизация при больших скоростях охлаждения.

Дисперсионно твердеющим гранулируемым является сплав 01419 системы Al—Cr—Zr, который упрочняется вследствие выделения фаз Al_3Zr, Al_7Cr при прессовании прутков. Сплав обладает повышенной жаропрочностью до 350 °С.

Другой группой гранулируемых сплавов являются высокопрочные сплавы типа В95, В96Ц системы Al—Zn—Mg—Cu (например, ПВ90), упрочняе-

мые термической обработкой. Сплав ПВ90Т1 превосходит по прочности и температуре рекристаллизации все серийные деформируемые алюминиевые сплавы. Сплав ПВ90 хорошо полируется и обрабатывается резанием. Обладая размерной стабильностью, он перспективен для изготовления зеркал, узлов трения и других ответственных деталей высокоточных приборов.

Композиционные алюминиевые сплавы. В о л о к н и с т ы е   к о м п о з и ц и о н н ы е   м а т е р и а л ы получают, армируя алюминиевые сплавы АД1, АД33 борными волокнами (ВКА-1, ВКА-2). Эти материалы используют для изготовления стрингеров, труб. Для композиционных материалов ВКА-1 и ВКА-2 характерны высокие значения циклической прочности. *Алюминиевые сплавы, армированные стальной проволокой* (КАС-1, КАС-1А, см. табл. 8.6), могут подвергаться гибке, обладают высокой ударной вязкостью и жаропрочностью, большим сопротивлением распространению усталостной трещины и значительной прочностью. Применение накладок (стопперов) из материала КАС уменьшает скорость распространения трещины более чем в пять раз по сравнению с накладками из титановых сплавов.

8.1.3. Титан и его сплавы

Титан и сплавы на его основе обладают высокой коррозионной стойкостью (сопротивлением межкристаллитной, щелевой и другим видам коррозии), удельной прочностью. Недостатками титана являются его активное взаимодействие с атмосферными газами, склонность к водородной хрупкости. Азот, углерод, кислород и водород, упрочняя титан, снижают его пластичность, сопротивление коррозии, свариваемость. Титан плохо обрабатывается резанием, удовлетворительно — давлением, сваривается в защитной атмосфере; широко распространено вакуумное литье, в частности вакуумно-дуговой переплав с расходуемым электродом. Титан имеет две аллотропические модификации: низкотемпературную (до 882,5 °С) — α-титан с ГПУ решеткой, высокотемпературную — β-титан с ОЦК решеткой. Легирующие элементы подразделяют в зависимости от их влияния на температуру полиморфного превращения титана (882,5 °С) на две основные группы: α-стабилизаторы (элементы, расширяющие область существования α-фазы и повышающие температуру превращения — Al, Ga, Ge, La, C, O, N) и β-стабилизаторы (элементы, суживающие α-область и снижающие температуру полиморфного превращения, — V, Nb, Ta, Zr, W, Mo, Cr, Mn, Fe, Co, Si, Ag и др.), рис. 8.4. В то же время легирующие элементы (как α-, так и β-стабилизаторы) можно разделить на две основные группы: элементы с большой (в пределе — неограниченной) и ограниченной растворимостью в титане. Последние могут образовывать с титаном интерметаллиды, силициды и фазы вне-

Таблица 8.7. **Химический состав и механические свойства алюминиевых сплавов**

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, мас. %						Режим технологической обработки	Механические свойства	
	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	другие элементы		$\sigma_в$, МПа	δ, %
АМц	—	—	1,3	—	—	—	П	170	10
АМг6	< 0,1	6	0,65	< 0,4	< 0,2	Fe < 0,4, Ti < 0,06	Н1	400	9
АВ	0,3	0,7	0,25	0,85	< 0,2	Fe < 0,5, Ti < 0,15	Т1	350	13
АД33	0,28	1,0	< 0,15	0,6	< 0,25	Fe < 0,7, Cr = 0,25, Ti < 0,15	Т1	310	14
Д18	2,6	0,35	< 0,2	< 0,5	< 0,1	Fe < 0,5, Ti < 0,1	Т	300	24
Д16	4,35	1,5	0,6	< 0,5	< 0,3	Ni < 0,1, Fe < 0,5	Т1	480	12
В96Ц1	2,3	2,65	0,55	< 0,3	8,5	Zr = 0,13, Fe < 0,3	Т2	660	8
1420	—	5,5	< 0,3	0,2	—	Li = 2,1, Zr = 0,12	Т1	450	10
АК8	4,35	0,6	0,7	0,9	< 0,3	Fe < 0,7, Ni < 0,1, Ti < 0,1	Т1	480	10
АК4-1	2,3	1,5	< 0,2	< 0,35	< 0,3	Ni = 1,1, Fe = 1,1, Cr < 0,1	Т1	400	8
Д20	6,5	—	0,6	—	—	Ti = 0,15	Т1	400	12
САП-2	—	—	—	—	—	0,25 Fe, 10%Al_2O_3	Н	350	7
САС1-50	—	—	—	27,5	—	Ni = 6,0	Н	350	3
01419	—	—	—	—	—	Zr = 1,5, Cr = 1,5	Т1	350	12
ПВ90	1,5	2,5	< 1,0	—	8	Co = 1,5, Zr = 0,3	Т1	780	7
АЛ2	< 0,6	< 0,1	< 0,5	11,5	< 0,3	Fe < 1,5, Zr < 0,1	—	170	6
АЛ34	< 0,3	0,45	< 0,1	7,5	< 0,2	Ti = 0,2, Be = 0,27, B < 0,1, Zr < 0,2	Т5	360	5

Классификация титановых сплавов. Структура промышленных сплавов титана — это твердые растворы легирующих элементов в α- и β-модификациях титана. Поскольку легирующие элементы влияют на стабилизацию той или иной аллотропической модификации титана, то сплавы титана в зависимости от их стабильной структуры (после отжига) при комнатной температуре подразделяют на три основные группы: α-сплавы, (α+β)-сплавы (двухфазные) и β-сплавы.

Титановые сплавы классифицируют также по технологии производства (деформируемые, литейные, порошковые), по физико-химическим, в том числе механическим, свойствам (высокопрочные, обычной прочности, высокопластичные, жаропрочные, коррозионностойкие).

Термическая обработка титановых сплавов. Ниже приводятся следующие основные виды термической обработки титановых сплавов.

Рекристаллизационный (простой) отжиг холоднодеформированных сплавов (650—850 °С).

Изотермический отжиг (нагрев до 780—980 °С с последующим охлаждением в печи до 530—680 °С, выдержка при этой температуре и охлаждение на воздухе), обеспечивающий высокую пластичность и термическую стабильность (α+β)-сплавов.

Двойной ступенчатый отжиг (отличается от изотермического тем, что переход от первой ступени ко второй осуществляется охлаждением сплава на воздухе с последующим повторным нагревом до температуры второй ступени), приводящий к упрочнению сплава и некоторому снижению пластичности за счет частичного протекания процессов закалки и старения.

Неполный отжиг при 500—680 °С с целью снятия возникающих при механической обработке остаточных напряжений.

Упрочняющая термическая обработка (закалка с последующим искусственным старением или отпуском), применяемая для (α+β)- и псевдо-β-сплавов. Если концентрация β-стабилизаторов в двухфазных сплавах меньше c_1 , то при закалке из температурной области существования β-фазы они претерпевают (в интервале температур $M_н$ и $M_к$) мартенситное превращение с образованием α′- и α″- фаз (пересыщенных твердых растворов замещения легирующих элементов в α-титане соответственно с гексагональной и ромбической решетками). При этом в сплавах концентрационного интервала $c_1'c_1$ фиксируется α″- фаза, а при меньшем содержании β-стабилизаторов — α′- фаза. Приведенная на рис. 8.5 диаграмма позволяет проанализировать структурные превращения, протекающие при отжиге и закалке титановых сплавов с возрастанием содержания легирующих элементов — β-стабилизаторов. Точка c_α — предельная концентрация β-стабилизатора в α-твердом растворе, c_β — минимальная концентрация в титане β-стабилизатора, обеспечивающая существование устойчивого во всем интервале темпе-

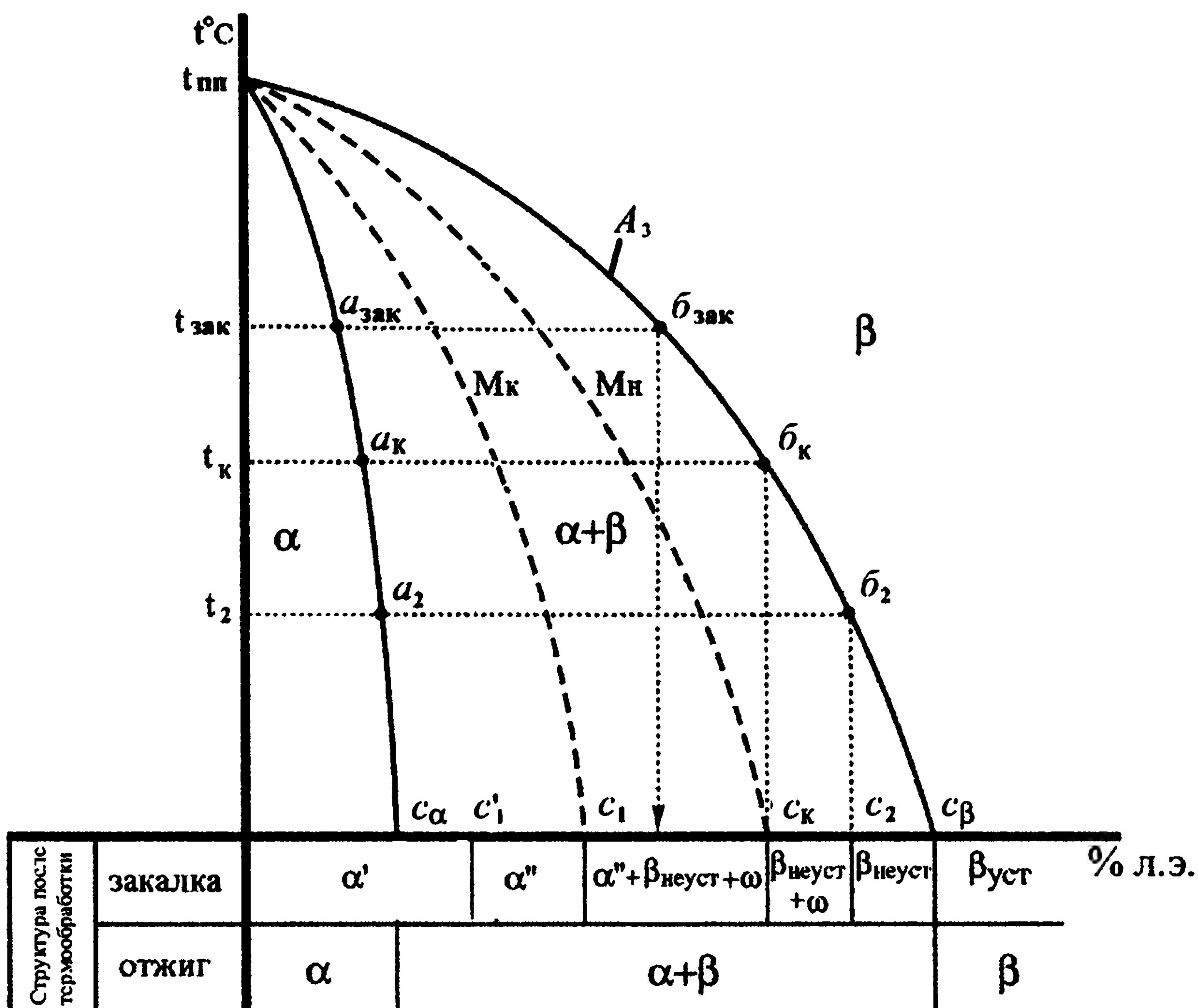


Рис. 8.5. Влияние скорости охлаждения (из β-области) и концентрации β-стабилизатора на структуру титановых сплавов:

$t_{пп}$ — температура полиморфного превращения 882,5 °С; закалка — быстрое охлаждение в воде; отжиг — медленное охлаждение (с печью или на воздухе)

ратур β-твердого раствора. Температурам начала ($M_н$) и окончания ($M_к$) мартенситного превращения соответствуют критические концентрации $c_к$ и c_1 на оси абсцисс. В этом концентрационном интервале (c_1—$c_к$) при закалке сплавов из β-области наряду с образованием α''-фазы сохраняется остаточная β-фаза, внутри которой формируется ω-фаза мартенситного типа, когерентно связанная с матричной β-фазой. В сплавах с содержанием β-стабилизаторов, большим $c_к$, мартенситное превращение не протекает и при закалке фиксируется метастабильная, неустойчивая β-фаза ($\beta_{неуст}$). Для этой концентрации условно можно определить критическую температуру $t_к$. В сплавах с содержанием легирующего элемента в пределах концентраций ($c_к$—c_2) при закалке из β-области фиксируется двухфазная структура ($\beta_{неуст}$ + ω). Метастабильная ω-фаза имеет гексагональную решетку и образуется в процессе частичного распада β-твердого раствора. В интервале концентраций (c_2—c_β) при закалке фиксируется структура метастабильного β-твердого раствора ($\beta_{неуст}$). При концентрациях, превышающих c_β, сохраняется структура стабильного, ус-

тойчивого β-твердого раствора ($\beta_{уст}$). При закалке α-сплавов из β-области ($\beta \to \alpha$)-превращение протекает сдвиговым путем с образованием зерен пластинного, мартенситного типа. При этом образующийся мартенсит — α' — не пересыщен легирующими элементами.

Закалку (α+β)-сплавов, как правило, проводят из (α+β)-области (720—930 °С) во избежание сильного роста зерна при нагреве. Тогда в процессе охлаждения α-фаза не изменяется, а β-фаза испытывает превращения, которые характерны для сплава аналогичного ей состава, закаленного из β-области. Предполагаемый состав продуктов распада β-фазы можно определить по структурной схеме (рис. 8.5) с учетом того, что концентрация легирующего элемента в α- и β-фазах при нагреве сплава до разных температур в (α+β)-области определяется соответственно точками *а* и *б*, лежащими на пересечении изотерм с кривыми ($t_{пп}$—c_{α}) и A_3. Анализ показывает, что при нагреве (α + β)-сплава до температур, лежащих в интервале (t_2—$t_к$), и последующей закалке наряду с α-фазой фиксируется неустойчивая β-фаза ($\beta_{неуст}$) с выделениями ω-фазы, а при нагреве сплава выше температуры $t_к$ и его закалке β-фаза претерпевает (полностью или частично) мартенситное превращение, так как концентрация в ней β-стабилизаторов будет меньше $c_к$. Таким образом, структура сплава в зависимости от его химического состава после закалки из (α+β)-области с температур, превышающих $t_к$, может быть представлена следующими вариантами: 1) $\alpha + \alpha'$; 2) $\alpha + \alpha''$; 3) $\alpha + \alpha'' + \beta + \omega$.

Старение при 450—550 °С и выше вызывает распад α'-, α"-, $\beta_{неуст}$- и ω- фаз. Упрочнение обусловлено прежде всего выделением мелкодисперсной α-фазы, возникающей в результате распада α'-, α"- и $\beta_{неуст}$-фаз: $\alpha'(\alpha'') \to \alpha + \beta_{уст}$; $\beta_{неуст} \to \alpha + \beta_{уст}$. Выделение дисперсного интерметаллида (Ti_xZ_y) при старении легированных эвтектоидобразующими элементами титановых сплавов вызывает их охрупчивание (см. рис. 8.4). Наибольшее упрочнение достигается в (α + β)-сплавах с высоким содержанием β-стабилизаторов.

Титановые сплавы подвергают химико-термической обработке, например азотированию, для повышения износостойкости.

Деформируемые титановые сплавы. Большинство титановых сплавов легировано алюминием, повышающим жесткость, прочность, жаропрочность и жаростойкость материала, а также снижающим его плотность (табл. 8.8).

α-Титановые сплавы (с чисто α-структурой) термической обработкой не упрочняются; их упрочнение достигается посредством легирования твердого раствора и пластической деформацией. Широкое применение нашел сплав ВТ5-1, обладающий хорошей свариваемостью, жаропрочностью, кислотостойкостью, пластичностью при криогенных температурах; он обрабатывается давлением в горячем состоянии, термически стабилен до 450 °С. Добавки олова

Таблица 8.8. **Усредненный химический состав (%) и механические свойства деформируемых титановых сплавов**

Сплав	Al	Mn	V	Mo	Si	Cr	Sn	$\sigma_в$, МПа	δ, %
ВТ5-1	5	—	—	—	—	—	2,5	800—1000	10—15
ОТ4	4,2	1,4	—	—	—	—	—	700—900	10—12
ВТ6	6	—	4	—	—	—	—	1100—1250	6
ВТ8	6,4	—	—	3,1	0,3	—	—	1000—1250	9—11
ВТ14	4,9	—	1,4	3,1	—	—	—	1150—1400	6—10
ВТ15	3	—	—	8	—	11	—	1300—1500	6

Примечание. Свойства сплавов ВТ5-1, ОТ4 приведены в отожженном состоянии, ВТ6, ВТ8 и ВТ14 — после закалки и старения, ВТ15 — после старения.

в сплав улучшают его технологические и механические свойства. Из сплава ВТ5-1 изготавливают листы, поковки, трубы, проволоку, профили. Псевдо-α-сплав ОТ4 (наряду с α-фазой в структуре присутствует β-фаза в количестве 1—5%) хорошо сваривается, обрабатывается давлением (как в горячем, так и в холодном состояниях), однако склонен к водородной хрупкости.

(α+β)-Титановые сплавы характеризуются смешанной структурой (α- и β-твердые растворы) и упрочняются термической обработкой, состоящей из закалки и старения. Они хуже свариваются, чем α-сплавы.

Типичный представитель (α+β)-сплавов — это сплав ВТ6, характеризующийся оптимальным сочетанием технологических и механических свойств. Он упрочняется термической обработкой. Уменьшение содержания алюминия и ванадия в сплаве (модификация ВТ6С) позволяет его использовать в сварных конструкциях. Сплав ВТ14 системы Ti—Al—Mo—V обладает высокой технологичностью в закаленном состоянии (хорошо деформируется) и высокой прочностью — в состаренном; он удовлетворительно сваривается всеми видами сварки. Сплав ВТ14 способен длительно работать при 400 °С и кратковременно при 500 °С.

Сплав ВТ8 относится к жаропрочным (α+β)-сплавам: он предназначен для длительной работы при 450—500 °С под нагрузкой. Сплав хорошо деформируется в горячем состоянии, но плохо сваривается. Из него изготавливают поковки, штамповки, прутки.

Псевдо-β-титановые сплавы характеризуются высоким содержанием β-стабилизаторов и вызванным этим отсутствием мартенситного превращения. В процессе закалки в сплавах подавляется диффузионный распад β-фазы, но он частично реализуется при последующем старении, вызывая упрочнение сплава. Сплавы характеризуются высокой пластичностью в закаленном состоянии и высокой прочностью — в состаренном; они удовлетворительно свариваются аргонодуговой сваркой. Широкое распространение получил псевдо-β-сплав ВТ15 (содержит в равновесном состоянии неболь-

шое количество α-фазы), обладающий большой пластичностью (δ = 20%) и невысокой прочностью ($\sigma_в$ = 900 МПа) в закаленном состоянии. Однако после старения при 450 °С его прочность достигает 1500 МПа (при пластичности δ = 6%). Сплав ВТ15 предназначен для работы при температурах до 350 °С. Из него изготавливают прутки, поковки, полосы, листы.

β-Сплавы (имеют стабильную β-фазу) большого применения не нашли.

Литейные титановые сплавы. По сравнению с деформируемыми литейные сплавы имеют меньшую прочность, пластичность и выносливость, но более дешевы. Сложность литья титановых сплавов обусловлена активным взаимодействием титана с газами и формовочными материалами. Литейные сплавы ВТ5Л, ВТ14Л и ВТ3-1Л по составу в основном совпадают с аналогичными деформируемыми сплавами (в то же время сплав ВТ14Л дополнительно содержит железо и хром).

Высокими технологическими свойствами обладает сплав ВТ5Л: он пластичен, не склонен к образованию трещин при литье, хорошо сваривается. Фасонные отливки из сплава ВТ5Л работают при температурах до 400 °С. Недостатком сплава является его невысокая прочность (800 МПа). Двухфазный литейный сплав ВТ14Л подвергают отжигу при 850 °С вместо упрочняющей термической обработки, резко снижающей пластичность отливок. ВТ14Л по литейным свойствам уступает ВТ5Л, но превосходит его по прочности ($\sigma_в$ = 950 МПа).

Порошковые сплавы титана. Применение методов порошковой металлургии для производства титановых сплавов позволяет при тех же эксплуатационных свойствах, что и у литого или деформируемого материала, добиться снижения до 50% стоимости и времени изготовления изделий. Титановый порошковый сплав ВТ6, полученный горячим изостатическим прессованием (ГИП), обладает теми же механическими свойствами, что и деформируемый сплав после отжига ($\sigma_в$ = 970 МПа, δ = 16%). Закаленному и состаренному деформируемому сплаву ВТ6 порошковый сплав уступает в прочности, но превосходит в пластичности.

Применение сплавов титана. Из сплавов титана изготавливают: обшивку самолетов, морских судов, подводных лодок; корпуса ракет и двигателей; диски и лопатки стационарных турбин и компрессоров авиационных двигателей; гребные винты; баллоны для сжиженных газов; емкости для агрессивных химических сред и др.

8.2. Медь и ее сплавы

Медь и ее сплавы находят широкое применение в электротехнике, электронике, приборостроении, литейном производстве, двигателестроении. Так, 50% полученной меди потребляется электротехнической и электронной от-

раслями промышленности. Она стоит на втором месте (вслед за алюминием) по объему производств среди цветных металлов.

Медь обладает ценными техническими и технологическими свойствами: высокими электро- и теплопроводностью, достаточной коррозионной стойкостью, хорошо обрабатывается давлением, сваривается всеми видами сварки, легко поддается пайке, прекрасно полируется. У чистой меди небольшая прочность и высокая пластичность (табл. 8.9).

Таблица 8.9. **Свойства сплавов на основе меди**

Марка сплава	γ, Мг/м^3	λ, Вт/(м·К)	*E*, ГПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	HB, кгс/мм^2	Способ получения и обработки
Медь Ml	8,94	386,2	132	400 (240)	6 (58)	110 (45)	Н(О)
Л96	8,85	244,8	114	400 (240)	2 (52)	145 (53)	Н(О)
Л90	8,8	188,3	110	660 (260)	4 (44)	130 (53)	Н(О)
Л70	8,53	121,3	112	680 (330)	3 (55)		Н(О)
ЛС59-1	8,5	104,6	105	650 (400)	6 (45)	170 (75)	Н(О)
ЛЖМц59-1-1	8,5	75,3	106	700 (420)	10 (50)	170 (75)	Н(О)
ЛЦ16К4				294 (343)	15 (15)	100 (110)	П(К)
ЛЦ40С				215 (215)	12 (20)	70 (80)	П(К)
БрОФ6,5-0,4	8,8	73,2	112	750 (400)	10 (65)	180 (80)	Н(О)
БрОЦ4-3	8,8	83,7	100	680 (400)	4 (40)	160 (60)	Н(О)
БрОЦС4-4-2,5	9,02	83,7	75	600 (350)	2 (40)	160 (60)	Н(О)
БрО3Ц12С5				176 (206)	8 (5)	60 (60)	П(К)
БрО5Ц5С5				147 (176)	6 (4)	60 (60)	П(К)
БрО5С25	9,1	58,6	70	147 (137)	5 (6)	45 (60)	П(К)
БрО10Ф1				216 (245)	3 (3)	80 (90)	П(К)
БрА5	8,2	104,6	105	780 (380)	4 (55)	190 (60)	Н(О)
БрАЖ9-4	7,5	58,6	113	980 (600)	5 (33)	180 (110)	Н*(О)
БрАЖН10-4-4	7,5	75,3	119	1080 (700)	5 (25)	225 (150)	Н*(О)
БрА9Ж3Л				392 (490)	10 (12)	100 (100)	П(К)
БрА11Ж6Н6				587 (587)	2 (2)	250 (250)	П(К)
БрБ2,5	8,2	83,7	133	560 (1300)	30 (2)	130 (440)	З(З+С)
БрКМц3-1	8,4	37,7	105	750 (400)	13 (60)	200 (90)	Н(О)
БрХ0,5	8,9	167,4	112	240 (410)	50 (22)	65 (130)	З(З+С)
БрЦр0,4	8,85	334,7	137	270 (480)	35 (17)	65 (135)	З(З+Н+С)

Примечание Н — сплав нагартованный, упрочненный со степенью пластической деформацией 50% (Н) и 40% (Н*), О — отожженный при 600 °С после соответствующей степени деформации, З — закаленный, (З+С) — после закалки и старения, (З+Н+С) — закаленный, нагартованный и состаренный; П — литье в песчаные формы, К— литье в кокиль

Недостатками меди являются ее высокая стоимость, значительная плотность, большая усадка при литье, горячеломкость, сложность обработки резанием.

Температура плавления меди 1083 °С, плотность 8,94 Мг/м^3. Она обладает ГЦК решеткой, диамагнитна и не имеет полиморфизма. Удельное электрическое сопротивление меди равно 0,0178 мкОм·м. Нашей промышленностью производится 11 марок меди с различным содержанием примесей. В электронике применяют бескислородную (б) медь марок М00б (99,99% Cu) и М0б (99,97% Cu), в электротехнике и металлургии М0 (99,95% Cu), М1 (99,9% Cu), М2 (99,7% Cu) и др.

По характеру взаимодействия с медью легирующие элементы и примеси разделяют на три группы:

1. Элементы (Ag, Al, As, Au, Cd, Fe, Ni, Pt, P, Sb, Sn, Zn), взаимодействующие с медью с образованием твердых растворов. Они повышают ее прочность, но при этом существенно уменьшаются значения (в первую очередь, из-за присутствия сурьмы и мышьяка) тепло- и электропроводности.

2. Элементы (Bi, Pb), практически нерастворимые в меди в твердом состоянии и образующие с ней легкоплавкие эвтектики. Возникновение эвтектик по границам зерен приводит к разрушению слитков меди в процессе их горячей прокатки (явление красноломкости). Повышенное (более 0,005%) содержание висмута вызывает хладноломкость меди.

3. Элементы (Se, S, O, Te и др.), образующие с медью хрупкие химические соединения (например, Cu_2O, Cu_2S). Увеличение содержания серы в меди, с одной стороны, обеспечивает повышение качества ее механической обработки (резанием), с другой стороны, вызывает хладноломкость меди. Присутствие кислорода в меди является причиной ее «водородной болезни», проявляющейся в образовании микротрещин и разрушении при отжиге ($t > 400$ °С) в водородсодержащей среде. В данном случае водород, активно диффундирующий в металл, отнимает кислород у закиси меди Cu_2O с образованием паров воды. В металле возникают области с высоким давлением, вызывающим разрушение материала.

Сплавы меди с цинком называют латунями, томпаками (до 10% Zn) или полутомпаками (от 10 до 20% Zn); за исключением сплавов с никелем, все другие ее сплавы называют бронзами.

8.2.1. Латуни

Деформируемые латуни обозначают (по ГОСТ 15527—70) буквой Л и цифрой, указывающей массовое содержание меди в сплаве в процентах (например, Л96, Л63). Если латунь легирована наряду с цинком другими элементами, то после буквы Л ставят условное обозначение этих элементов: С —

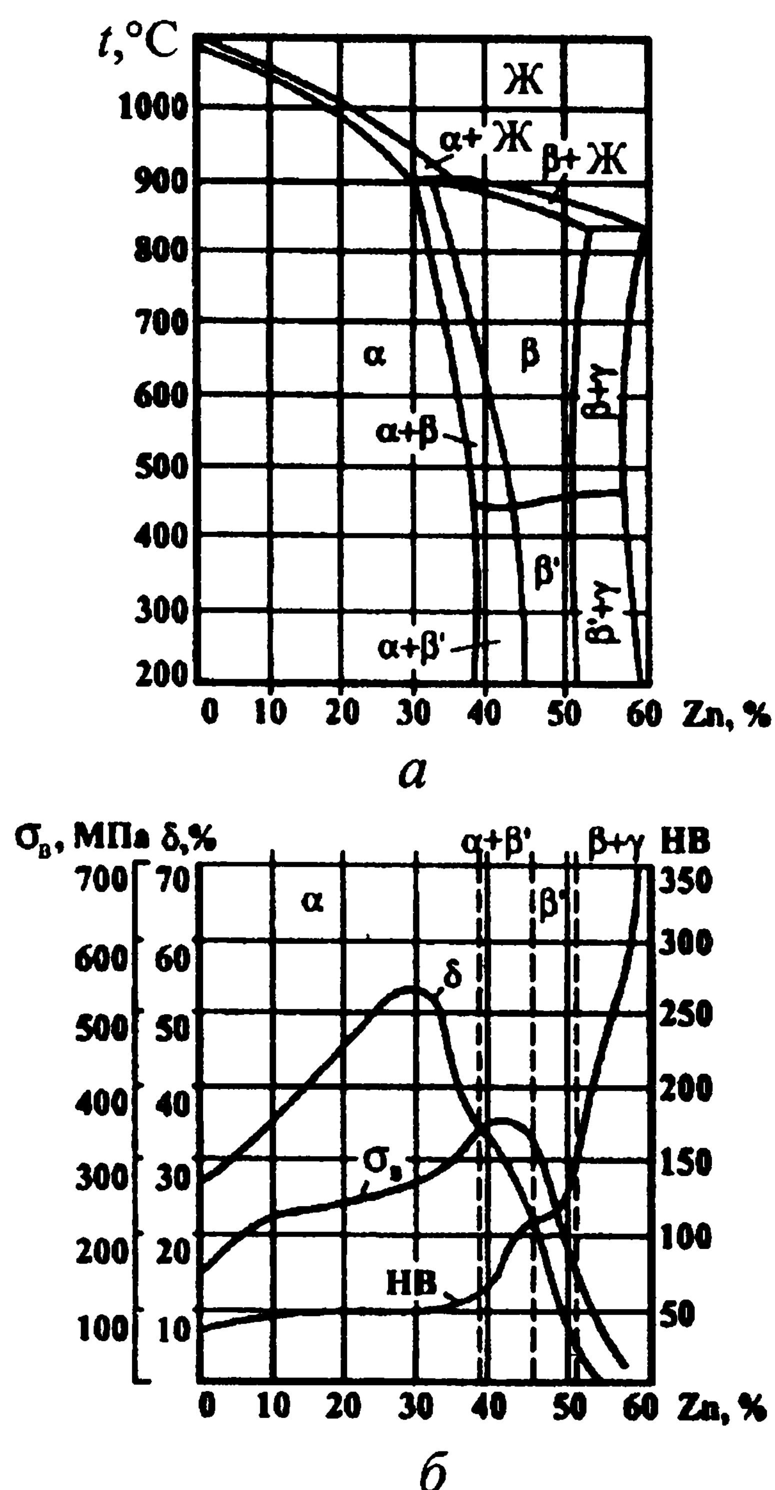


Рис. 8.6. Влияние содержания цинка на фазовый состав (*а*) и механические свойства (*б*) сплавов меди

свинец; О — олово; Ж — железо; А — алюминий; К — кремний, Мц — марганец; Н — никель. Числа после букв показывают массовое содержание меди и последующих (согласно буквам) легирующих элементов, кроме цинка (например, ЛАН59-3-2 содержит ~59% Cu, 3% Al, 2% Ni, Zn — остальное).

Маркировка литейных латуней (по ГОСТ 17711—93) начинается также с буквы Л. После буквенного обозначения основного легирующего элемента (цинк) и каждого последующего (как в сталях) ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, латунь ЛЦ23А6Ж3Мц2 содержит 23% Zn, 6% Al, 3% Fe и 2% Mn.

Как уже указывалось, основной легирующий элемент в латуни — цинк; при его содержании до 39% сплавы являются однофазными α-твердыми растворами цинка в меди (рис. 8.6, *а*). Количество цинка свыше 39% приводит к выделению из твердого раствора электронного соединения CuZn с неупорядоченной пластичной (β-фаза) или упорядоченной хрупкой (β′-фаза, существует ниже 468—454 °С) структурой. В технике применяют латуни, содержащие до 45—50% цинка (со структурой α, α+β' и β'), поскольку при дальнейшем увеличении цинка в сплаве прочность латуни уменьшается, а хрупкость увеличивается. Как видно из рис. 8.6, *б*, в области α-твердого раствора с увеличением содержания цинка происходит одновременный рост прочности и пластичности сплава, в двухфазной (α+β')-области пластичность уменьшается с повышением концентрации цинка, а прочность сохраняет рост ориентировочно до 43% Zn; в области β'- фазы из-за ее хрупкости наблюдается резкое снижение прочности латуни по мере увеличения доли цинка.

По сравнению с медью латуни обладают большей прочностью, твердостью, коррозионной стойкостью и жидкотекучестью (см. табл. 8.9). Однофазные α-латуни хорошо воспринимают холодную и горячую пластическую деформацию. Двухфазные (α+β')-латуни подвергаются горячей пластической деформации в температурном интервале (α+β)- или β-областей, поскольку

эти сплавы при температурах холодной деформации обладают малой пластичностью.

В сложных (специальных) латунях общее содержание дополнительных легирующих компонентов обычно не превышает 9%. Многие из них (Al, Mn, Fe, Si и др.) подобно цинку (но с более значительным эффектом) повышают прочность и твердость латуни, однако при этом уменьшают ее пластичность. Специальные латуни часто бывают двухфазными (α+β'), поскольку дополнительные легирующие элементы (за исключением никеля), снижая растворимость цинка в меди, создают условия для выделения β'-фазы из α-твердого раствора. Добавка свинца приводит к улучшению антифрикционных свойств и обрабатываемости резанием. Al, Mn, Sn, Ni повышают коррозионную стойкость латуней. Нагартованные латуни с содержанием Zn более 20% необходимо отжигать при 250—300 °С во избежание коррозионного растрескивания в присутствии влаги, кислорода и аммиака. Латуни подразделяют на деформируемые и литейные в зависимости от технологии получения полуфабрикатов и изделий.

Деформируемые латуни используются при производстве изделий и полуфабрикатов различными способами обработки металлов давлением (см. разд. 3).

Применяемые α-латуни (Л96, Л90) обладают высокой пластичностью, теплопроводностью и коррозионной стойкостью. С повышением содержания цинка в α- (Л70) и (α+β')-латунях (Л62) достигается более высокая прочность (табл. 8.9), но снижается коррозионная стойкость. Эти латуни лучше обрабатываются резанием, чем медь или томпак. Специальные латуни, легированные железом (ЛЖМц59-1-1) или особенно оловом (ЛО70-1), отличаются высокой коррозионной стойкостью в условиях воздействия атмосферных явлений, а также в пресной и морской воде. «Автоматная» латунь ЛС59-1, обладающая сыпучей стружкой, используется для изготовления деталей, в том числе метизов (винтов, болтов, гаек, шайб и др.), на станках-автоматах. Структура и свойства (α+β')-латуней изменяются в зависимости от скорости охлаждения после отжига, что обусловлено протеканием процессов рекристаллизации и фазовых превращений. Так, быстрое охлаждение обеспечивает повышение количества β'-фазы и, как следствие, твердости латуни, а медленное, наоборот, увеличивает количество α-фазы и, тем самым, пластичность материала. Перед пластическим деформированием проводят рекристаллизационный отжиг латуней при 500—600 °С с целью уменьшения их твердости и обеспечения полуфабрикатам необходимого комплекса свойств. При этом для облегчения отделения окалины от металла его охлаждение после отжига осуществляют на воздухе или в воде.

Литейные латуни используют для фасонного литья. В основном применяют сложнолегированные сплавы. Легирующие элементы по-разному влияют на литейные свойства сплавов. Так, железо и марганец снижают жидкотекучесть латуни, а олово (до 2,5%) ее повышает. Алюминий и кремний (в

отдельности) повышают жидкотекучесть двойных латуней. В то же время наличие примесей алюминия в кремнистой латуни ЛЦ16К4 приводит к снижению ее жидкотекучести и способствует возникновению в отливках пористости.

Для литья арматуры часто используют кремнистую латунь ЛЦ16К4, а втулки и сепараторы шариковых и роликовых подшипников льют из свинцовой латуни ЛЦ40С. Необходимо отметить, что некоторые сложнолегированные деформируемые латуни по составу близки к литейным сплавам (например, ЛС59-1 и ЛЦ40С).

8.2.2. Бронзы

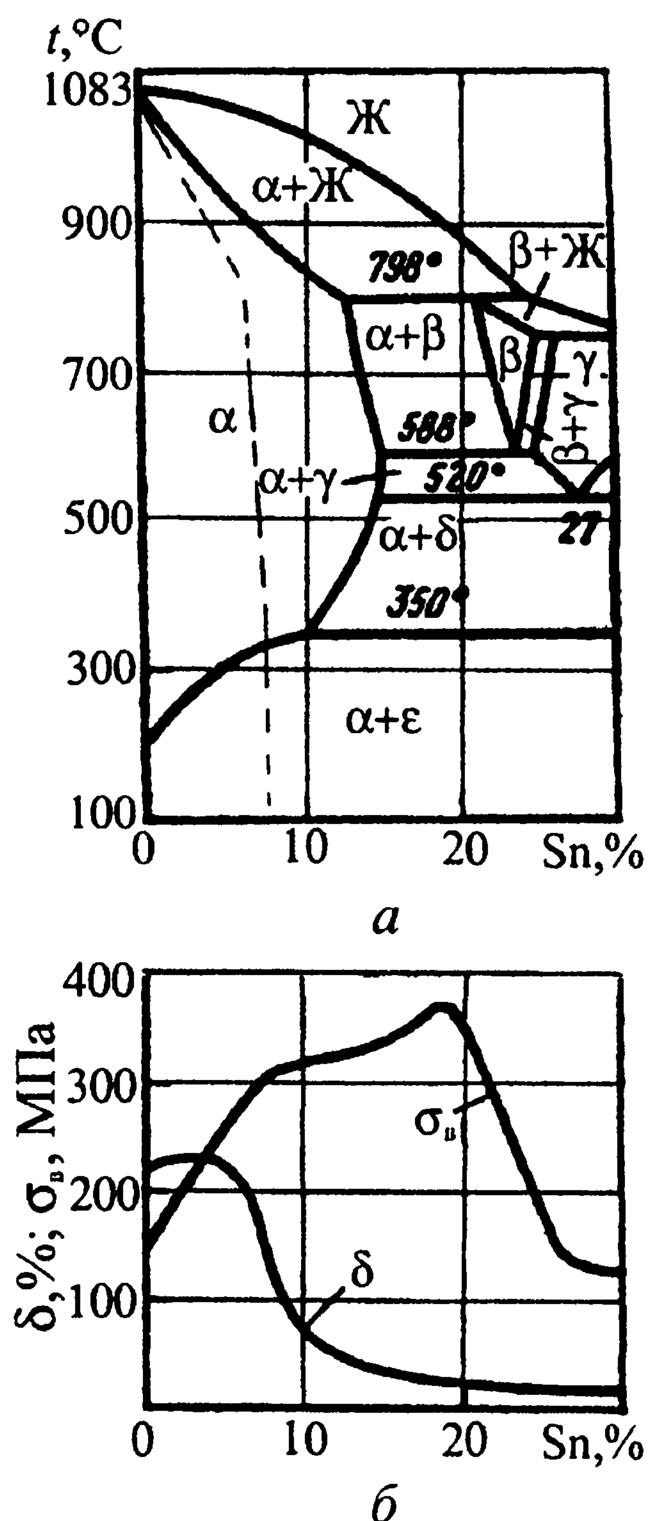


Рис. 8.7. Влияние содержания олова на фазовый состав (*а*) и механические свойства (*б*) сплавов меди (пунктиром показан неравновесный солидус диаграммы состояния)

Маркируют бронзы буквами Бр; затем буквами последовательно указывают легирующие элементы и в конце их содержание в сплаве. Так обозначают деформируемые бронзы (по ГОСТ 5017—74, 18175—78). Например, БрОФ6,5-0,4 содержит 6,5% Sn и 0,4% P, Cu — остальное. Обозначение элементов в бронзах то же, что и при маркировке латуней. Кроме того, фосфор обозначают буквой Ф, цинк — Ц, хром — Х, бериллий — Б, цирконий — Цр. Маркировка литейных бронз (по ГОСТ 613—79, 493—79) начинается также с букв Бр, а дальше производится аналогично обозначению литейных латуней. Например, БрО3Ц12С5 содержит 3% Sn, 12% Zn и 5% Pb.

Оловянные бронзы по структуре бывают однофазными (α-твердый раствор олова в меди) и двухфазными, состоящими из α- и δ($Cu_{31}Sn_8$)-фаз. Обычно δ-фаза выделяется при содержании олова, большем 7—9%. Она повышает твердость и хрупкость бронз.

Для анализа превращений, протекающих в оловянных бронзах, представляют интерес следующие фазы, образующиеся в системе Cu—Sn (рис. 8.7, *а*): α-твердый раствор олова в меди с ГЦК решеткой, три электронных соединения β(Cu_5Sn)-, δ($Cu_{31}Sn_8$)- и ε(Cu_3Sn)-фазы, а также γ-фаза (твердый раствор на базе химического соединения). При температурах

ниже 350 °С δ-фаза должна распадаться с образованием α- и ε-фаз. Однако это превращение протекает настолько медленно, что при реальных условиях охлаждения (20—500 °С/мин) оно не происходит. Поэтому низкооловянные бронзы (до 7% Sn) имеют однофазную структуру α-твердого раствора, а структура высокооловянных (более 7—9% Sn) сплавов состоит из двух структурных составляющих: α-твердого раствора и эвтектоида (α+δ). С увеличением скорости затвердевания возрастает количество эвтектоида и формируется дендритная структура сплава. Повышение содержания олова приводит к возрастанию прочности литейных бронз, но с появлением большого количества хрупкой δ-фазы она резко падает (рис 8.7, *б*). При этом также заметно снижается пластичность. Легирующие элементы в оловянных бронзах улучшают их литейные свойства (Zn, P, Ni), повышают твердость, прочность, износостойкость (P, Ni), коррозионную стойкость (Ni), а также антифрикционные свойства (P, Pb). В то же время алюминий и кремний, присутствующие даже в очень малых (сотые доли процента) количествах, резко снижают механические свойства и герметичность отливок.

Деформируемые оловянные бронзы (БрОФ6,5-0,4, БрОЦ4-3, БрОЦС4-4-2,5) имеют однофазную структуру (α-твердый раствор), поскольку содержат до 7% Sn. Их дополнительно легируют фосфором (до 0,4%), цинком (до 4%) и свинцом (до 2,5%). Полуфабрикаты (лента, проволока, прутки) поставляются как в нагартованном, так и отожженном виде. Из них изготавливают упругие элементы (пружины, мембраны и др.). По сравнению с литейными деформируемые бронзы характеризуются более высокой прочностью, вязкостью, пластичностью (в отожженном состоянии) и сопротивлением усталости (см. табл. 8.9). По усталостным характеристикам они уступают лишь бериллиевой бронзе.

Литейные оловянные бронзы (БрО3Ц12С5, БрО3Ц7С5Н1, БрО5Ц5С5, БрО5С25, БрО10Ф1) имеют двухфазную структуру (α и δ). По сравнению с деформируемыми литейные бронзы содержат большее количество легирующих элементов (цинка, свинца, фосфора). Оловянные бронзы склонны к образованию усадочной пористости, что вызвано широким интервалом (150—200 °С) кристаллизации сплавов. Для них характерна невысокая жидкотекучесть, но в то же время малая линейная усадка. Оловянные бронзы коррозионностойки и обладают высокими антифрикционными свойствами.

В промышленности применяют бронзы, содержащие до 10—12% Sn из-за возрастающей хрупкости при увеличении концентрации олова. Повышение пластичности бронзы достигается гомогенизацией при 700—750 °С с последующим быстрым охлаждением сплава. При этом уменьшается дендритная ликвация в сплаве и его структура приближается к равновесной. Отжиг отливок при 550 °С устраняет внутренние напряжения в них.

Алюминиевые бронзы могут быть как двойными (например, БрА5), так и дополнительно легированными никелем, марганцем, железом и др. Содержащие до 4—5% Al бронзы характеризуются высокой пластичностью. При ускоренном охлаждении сплавов с 6—8% Al в структуре наряду с пластичным α-твердым раствором алюминия в меди появляется твердая, хрупкая γ'-фаза ($Cu_{32}Al_{19}$). Поэтому двухфазные сплавы (α+γ') обладают высокой прочностью, но пониженной пластичностью по сравнению с однофазными (см. табл. 8.9). Никель и железо повышают механические свойства бронз и их износостойкость. Алюминиевые бронзы хорошо пластически деформируются как в холодном (сплавы, содержащие менее 7—8%Al), так и горячем состоянии, коррозионностойки, обладают высокими механическими свойствами. Они имеют хорошие литейные свойства, однако при литье образуется концентрированная усадочная раковина. Устранение ликвации достигается гомогенизацией при 700—750 °С. Алюминиевые бронзы бывают деформируемыми и литейными. Многокомпонентные бронзы (например, БрАЖН10-4-4), содержащие более 9—11% Al, упрочняются закалкой (с температуры 980 °С для указанной марки сплава) и старением (при 400 °С). При этом твердость повышается в два раза (с 200 НВ до 400 НВ).

Кремнистые бронзы (БрКМц3-1) характеризуются хорошей прочностью (см. табл. 8.9) и пластичностью. Они немагнитны, морозостойки. Никель и марганец повышают механические и коррозионные свойства кремнистых бронз. Сплавы свариваются, подвергаются пайке.

Бериллиевые бронзы обладают высокими механическими (в частности, упругими) свойствами, стойкостью против коррозии и удовлетворительной электро- и теплопроводностью, хорошо свариваются (см. табл. 8.9). Широко известны бронзы, содержащие 1,6—2,6% Be, 0,2—0,5% Ni, 0,1—0,25% Ti (БрБ2; БрБ2,5; БНТ-1,9; БНТ-1,7, где цифры указывают содержание бериллия в масс. %). Бериллиевые бронзы упрочняются закалкой (760—800 °С) со старением (300—350 °С. 2 ч). В результате закалки фиксируется пересыщенный α-твердый раствор легирующих элементов в меди. При этом бронза имеет высокую пластичность (δ = 30—40%), невысокую прочность ($\sigma_в$ = 450—560 МПа) и может подвергаться пластической деформации в закаленном состоянии. При старении происходит выделение из пересыщенного α-твердого раствора дисперсных частиц γ-фазы (CuBe). Бронзы БрБ2 и БрБ2,5 после закалки и старения обладают высокой прочностью ($\sigma_в$ = 1250—1300 МПа), но малой пластичностью (δ = 2—5%). Промежуточная холодная пластическая деформация обеспечивает дополнительное повышение прочности до $\sigma_в$ = 1400 МПа.

Хромовые бронзы (БрХ0,5) обладают высокими механическими свойствами, хорошей электро- и теплопроводностью, повышенной температурой рекристаллизации (450—500 °С). Бронзы содержат 0,4—1% Cr; 0,2% Ag. Серебро повышает механические свойства и температуру рекристаллизации бронз. Бронзы упрочняются закалкой (~950 °С) в воде и последующим старением (400 °С, 6 ч).

Циркониевые бронзы (см. табл. 8.9) сочетают в себе высокую тепло- и электропроводность, близкую к меди, и жаропрочность (в частности, сопротивление ползучести). Бронзы содержат 0,1—0,8% Zr (БрЦр0,2—БрЦр0,7). Упрочняются они комплексной обработкой: закалкой (~920 °С), последующей холодной пластической деформацией (степень деформации до 75%) и старением (~450 °С, 1 ч). При старении из α-твердого раствора выделяется упрочняющая фаза (Cu_3Zr).

Области применения меди и ее сплавов весьма разнообразны. Чистая медь широко используется в электротехнике, в различного рода теплообменниках. Из высокотехнологичных латуней получают изделия глубокой вытяжкой (радиаторные и конденсаторные трубки, сильфоны, гибкие шланги). Латуни, содержащие свинец, используют при работе в условиях трения (в часовом производстве, в типографских машинах).

Оловянные бронзы применяют для литья художественных изделий. При дополнительном легировании фосфором их используют для изготовления деталей, работающих на трение в коррозионной среде: подпятники, подшипники, уплотняющие втулки, пояски поршневых колец, клапаны. Алюминиевые бронзы прежде всего используются в качестве заменителей оловянных. Высокопрочные алюминиевые бронзы идут на изготовление шестерен, втулок, подшипников, пружин, деталей электрооборудования. Из бериллиевой бронзы делают детали точного приборостроения, упругие элементы электронных приборов и устройств, мембраны. Для менее ответственных деталей используют кремнистые бронзы. Хромовые и циркониевые бронзы применяют в двигателестроении (внутренний кожух ЖРД, держатели форсунки и др.).

8.3. Жаропрочные и жаростойкие никелевые сплавы

В качестве сплавов для деталей, работающих при 700—1000 °С, наибольшее применение находят сплавы на основе никеля. Никелевые сплавы могут быть разделены на гомогенные (нихромы, инконели), которые служат, в основном, как жаростойкие материалы, и стареющие (нимоники), имеющие высокую жаропрочность.

8.3.1. Жаростойкие сплавы (нихромы)

Жаростойкие сплавы на никелевой основе представляют собой малоуглеродистые Ni—Cr, Ni—Cr—Fe или Ni—Cr—W—Fe твердые растворы, ле-

гированные Si, Al, Ti. Эти сплавы, имея, в основном, структуру гомогенных твердых растворов, отличаются сочетанием высокой жаростойкости и значительным электрическим сопротивлением (1,05—1,40 Ом·мм^2/м); их температура плавления составляет 1370—1420 °С, предел прочности на растяжение — 700—1000 МПа, относительное удлинение — 20—40%. Они имеют хорошие технологические свойства, что позволяет их сваривать, изготавливать из них проволоку, лист, ленту. Нихромы применяют для изготовления нагревательных элементов электрических печей и бытовых приборов, изделий, эксплуатируемых при высокой температуре и небольших механических нагрузках. В промышленности нашли применение нихромы типа Х10Н90, Х20Н80, Х40Н60, Х50Н50, а также нихромы с дополнительным легированием — Х20Н75БТЮ, Х25Н60В15Т. Наибольшей жаростойкостью в окислительных средах обладают нихромы Х20Н80, Х30Н70.

Для агрессивных сред (продукты сгорания топлива, содержащие соединения серы и др.) используют нихромы Х50Н50 и Х40Н60, имеющие двухфазную (α+γ)-структуру. Недостатком этих сплавов является их хрупкость, что не позволяет использовать их в качестве материалов для деталей, работающих в напряженном состоянии и при динамических нагрузках.

8.3.2. Жаропрочные сплавы

Развитие жаропрочных никелевых сплавов началось с небольших добавок титана и алюминия к обычному нихрому. Оказалось, что добавление менее 2% титана и алюминия без термической обработки заметно повышает показатели ползучести нихрома при температурах около 700 °С. Сплав, содержащий 2,5% титана, 1,5% алюминия, 20% хрома, на основе никеля получил название нимоник-80 и стал первым в большом ряду последующих модификаций жаропрочных сплавов. Аналог этого сплава — сплав ХН77ТЮ (ЭИ 437). Кроме никеля он содержит 19—22% Cr; 2,3—2,7% Ti; 0,55—0,95% Al. Широкое применение находит также сплав ХН77ТЮР, дополнительно легированный бором (не более 0,01%). После закалки при 1080—1120 °С этот сплав имеет структуру пересыщенного γ-раствора с ГЦК-решеткой, небольшую прочность и высокую пластичность, допускающую глубокую штамповку, гибку и профилирование. После закалки и старения при 700 °С сплав приобретает высокую жаропрочность и следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 1000 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 600 МПа, δ = 25%, ψ = 28% (рис. 8.8).

В качестве сплава с высокой жаропрочностью широкое применение находит сплав ХН70ВМТЮ (13—16% Cr, 1,8—2,3% Ti, 1,7—2,3% Al, 5—7% W, 2—4% Mo, 0,1—0,5% V, не более 0,02% B, не более 0,02% Ce, рис. 8.8, *б*). Этот сплав имеет после двойной закалки при 1190 и 1050 °С и старении при

800 °С следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 1140 МПа, $\sigma_{0,2}$ = = 750 МПа, δ = 14%, ψ = 15%.

Для рабочих лопаток турбин с кратковременным и длительным (до 10000 ч) сроком службы применяют также сплав ХН55ВМТФКЮ, содержащий 9—12% Cr, 12—16% Co, 1,4—2,0% Ti, 3,6—4,5% Al, 4,5—6,5% W, 4—6% Mo, 0,02% B, 0,2—0,8% V. После двойной закалки при 1220 и 1050 °С на воздухе и старении при 850 °С сплав имеет высокую жаропрочность.

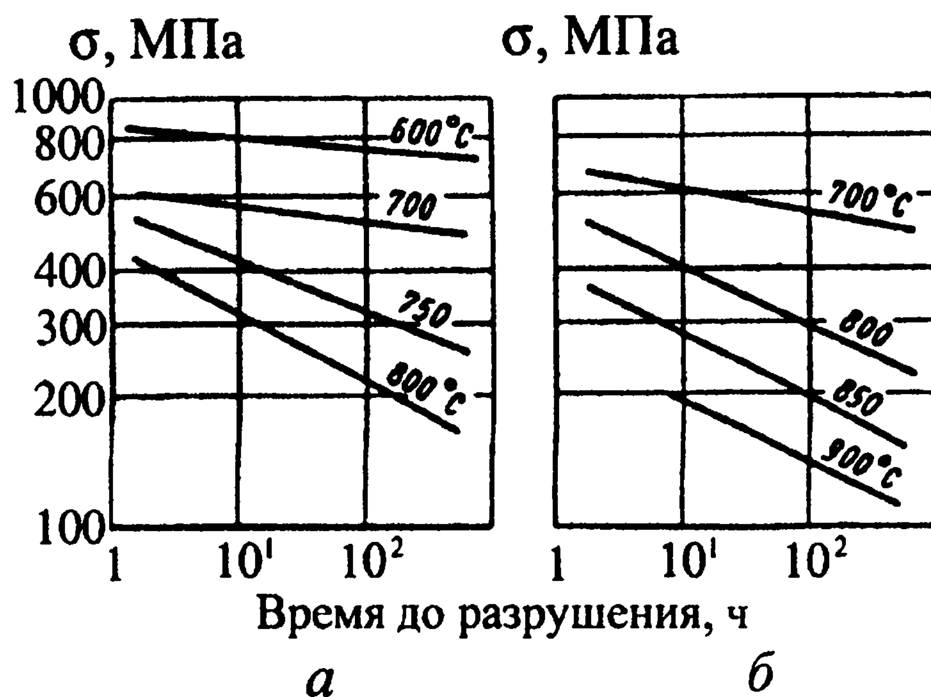


Рис. 8.8. Длительная прочность жаропрочных никелевых сплавов:
а — сплав ХН77ТЮР, *б* — сплав ХН70ВМТЮ

Главной упрочняющей фазой в жаропрочных сплавах на никелевой основе является γ'-фаза $Ni_3(Ti, Al)$; в некоторых сплавах, легированных ниобием, такой является фаза типа $Ni_3(Nb, Al, Ti)$. Такие фазы, как бориды, нитриды, карбиды, вызывают незначительное дополнительное упрочнение при низких температурах из-за их небольшой объемной доли. Однако эти фазы могут существенно изменять скорость ползучести и срок службы изделий. Прочность никелевых сплавов, упрочняемых γ'-фазой, зависит от следующих факторов: объемной доли γ'-фазы; радиуса частиц γ'-фазы; прочности частиц γ'-фазы.

Основа γ'-фазы — Ni_3Al — имеет гранецентрированную упорядоченную кубическую решетку с температурой упорядочения вблизи температуры плавления (1385 °С). Она существует в довольно узкой области составов вблизи стехиометрического, но легирующие элементы могут в значительной степени заменять как никель, так и алюминий.

Богатая никелем матрица благоприятствует выделению γ'-фазы при малом изменении размерного фактора. Совместимость периодов решетки матрицы и γ'-фазы (несоответствие периодов менее 0,1%) создает предпосылки для зарождения выделений с низкой поверхностной энергией, которые могут быть стабильными в течение длительного времени.

Жаропрочные никелевые сплавы подразделяют на деформируемые и литейные. Жаропрочные свойства деформируемых сплавов формируются при термической обработке.

Литейные жаропрочные никелевые сплавы по составу сходны с деформируемыми, но обычно содержат большее количество алюминия и титана. Так, сплав марки ЖС6К содержит 11% Cr, 2,75% Ti, 5,5% Al, 4% Mo, 4,5% Co, ≤ 2% Fe, 5% W, 0,16% C, 0,02% B, ≤ 0,4 % Mn и ≤ 0,4% Si.

У литейных жаропрочных сплавов высокие прочностные характеристики при повышенных температурах. Так, длительная прочность сплава марки

ЖС6К составляет 320 МПа при 900 °С и 160 МПа при 1000 °С. Эти сплавы применяют для изготовления сопловых и рабочих лопаток газотурбинных авиационных двигателей.

Свойства некоторых жаростойких и жаропрочных никелевых сплавов при комнатной и рабочей температурах приведены в табл. 8.10.

Таблица 8.10. **Свойства некоторых жаропрочных и жаростойких никелевых сплавов***

Марка сплава	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
	при 20 °С			при 800 °С		
ХН78Т	700	—	30	220	100	34
ХН75МБТЮ	750	—	40	250	—	40
ХН70Ю	750	—	30	360	—	14
ХН70ВМТЮ	1140	750	12	750	580	8
ХН80ТБЮ	880	480	40	600**	390**	37**

* Свойства сплавов даны после термической обработки

** Свойства при 700 °С

8.3.3. Термическая обработка жаропрочных никелевых сплавов

Общим принципом термической обработки жаропрочных сплавов на никелевой основе является определенная последовательность операций, характерная для дисперсионно-твердеющих материалов: гомогенизирующий нагрев, быстрое охлаждение и старение при одной или нескольких температурах. Особенностью термообработки жаропрочных сплавов по сравнению с термической обработкой конструкционных сталей является необходимость весьма точной регулировки температуры и контроль за однородностью температурного поля. Детали должны быть защищены от непосредственного радиационного действия нагревателей. Это достигается установкой экранов или использованием муфельных печей. Лучше всего использовать обработку в печах с инертной или защитной средой (аргон, гелий, азот и другие газы).

Старение при температурах ниже 750—800 °С ведут в печах с воздушной атмосферой, так как скорость окисления при этих температурах незначительна. Для нагрева до более высоких температур следует использовать печи с инертной средой; после такого нагрева детали охлаждают в этой среде до 600—700 °С, а затем на воздухе.

На механические свойства и твердость жаропрочных сплавов большое влияние оказывает скорость охлаждения от температуры закалки. С увеличе-

нием степени легированности сплава — повышением содержания в нем титана, алюминия, вольфрама, молибдена — распад твердого раствора с образованием γ'-фазы заметно ускоряется. В результате этого при одних и тех же скоростях охлаждения твердость сплава увеличивается, возрастает прочность, но уменьшается пластичность.

Для сплавов типа ХН77ТЮР и нимоник-80 достаточная пластичность листов и ленты может быть обеспечена охлаждением на воздухе от температур выше 1000 °С. Чем более легирован сплав, тем выше должна быть температура нагрева для растворения упрочняющих фаз и тем выше должна быть скорость охлаждения для предотвращения их выделения.

Рассмотрим примеры режимов термической обработки некоторых промышленных сплавов. Термическая обработка сплава ХН77ТЮР заключается в закалке от температуры 1080 ± 10 °С, охлаждении на воздухе и последующем старении при 750—790 °С в течение 16 ч, охлаждении на воздухе. Смысл операций состоит в следующем: температура растворения γ'-фазы в этом сплаве — около 930—950 °С. Таким образом, для полного выделения этой фазы при старении достаточно нагреть сплав выше этой температуры. Растворение карбидов хрома происходит при 1150 °С, но при этой температуре резко начинает расти зерно. Температура 1080 °С выбрана для того, чтобы некоторое количество нерастворенных карбидов ограничивало рост зерна и обеспечивало места для последующего зарождения карбидов при старении. Старение проводят при температуре на 40—50 °С выше, чем температура эксплуатации, чтобы γ'-фаза выделилась в полной мере и достигла некоторого стабильного размера, который бы незначительно изменялся при длительной выдержке в интервале более низких температур. Малая объемная доля γ'-фазы и, соответственно, низкая скорость ее выделения позволяют вести охлаждение от температуры закалки на воздухе. При термической обработке таких сплавов, как ХН70ВМТЮ (ЭИ617) или ХН55ВМТФКЮ (ЭИ929), применяют иной режим термической обработки: нагрев при 1200 °С в течение 2 ч, охлаждение на воздухе; повторный нагрев до 1050 °С, выдержка в течение 4 ч, охлаждение на воздухе; старение при 850—950 °С 8 ч, охлаждение на воздухе. В этих сплавах температура растворения γ'-фазы составляет около 1180 °С. Первый нагрев необходим для растворения γ'-фазы и карбидов, т. е. для максимального насыщения матрицы легирующими элементами с целью увеличения эффекта последующего старения. При повторном нагреве до 1050 °С происходит частичное выделение очень крупных частиц γ'-фазы и карбидов, преимущественно по границам зерен. Эти выделения обеспечивают упрочнение границ при ползучести. Старение при более низких температурах имеет целью достичь наиболее полного выделения основной массы γ'-фазы в объеме зерен. Задача этих более мелких выделений γ'-фазы — обеспечить сопротивление движению дислокаций в объеме мате-

риала, т. е. высокий уровень прочности при низких температурах и низкую скорость установившейся ползучести. В высоколегированных сплавах с большой скоростью выделения γ'-фазы при замедленном охлаждении от температуры второго старения до комнатной могут происходить дополнительные выделения некоторого количества очень мелких частиц γ'-фазы, упрочняющих матрицу. Причиной их выделения является разница в растворимости алюминия и титана при комнатной температуре и при 900 °С, поэтому они могут растворяться при повторном нагреве до температуры эксплуатации. Однако их роль достаточно важна, так как при таких операциях, как остановка и запуск двигателя, эти частицы дополнительно упрочняют охлажденный сплав.

§ 8.4. Тугоплавкие металлы и сплавы на их основе

К тугоплавким металлам относятся металлы с температурой плавления более 1800 °С. Наибольшее распространение в промышленности получили элементы VA-группы — ниобий и тантал, элементы VIA-группы — хром, молибден и вольфрам и элемент VIIA-группы — рений. Последний является весьма редким элементом, отличается значительной стоимостью и применяется в основном для легирования. Уникальные физико-механические свойства этих металлов (табл. 8.11), прежде всего высокие температуры плавления и жаропрочность сплавов тугоплавких металлов, позволяют использовать их для изготовления деталей и узлов, работающих в сложных экстремальных условиях: авиационной, ракетно-космической, атомной технике, приборостроении, радиоэлектронике. Изделия из тугоплавких металлов и сплавов на их основе работают при температурах больше 1000—1500 °С как в кратковременном режиме, так и в условиях относительно длительной эксплуатации.

Однако тугоплавкие металлы имеют и недостатки. Прежде всего они склонны к хрупкому разрушению, так как им присуща высокая температура хладноломкости. Примеси внедрения, такие, как С, N, Н, О, еще более повышают ее. В табл. 8.12 приведены данные по влиянию примесей внедрения на температуру перехода к хрупкому состоянию для тугоплавких металлов. Как видно, содержание примесей определяется способом получения металла. Наиболее чистые металлы, получаемые зонной очисткой, имеют порог хрупкости в области минусовых температур и хорошую пластичность при комнатной температуре. Так, если для металлокерамического молибдена температура перехода в хрупкое состояние состояние +200 °С, то для молибдена, полученного зонной плавкой в вакууме, порог хрупкости –196 °С. Еще более значительная разница, как видно из табл. 8.12, наблюдается для вольфрама: +500 °С — порог хрупкости для металлокерамического вольфрама и –196 °С — для вольфрама зонной плавки с содержанием углерода менее 0,001%.

Таблица 8.11. **Свойства тугоплавких металлов**

Свойства	W	Re	Mo	Cr	Ta	Nb
$t_{пл}$, °С	3410	3180	2610	1875	2996	2468
γ, кг/м³	19300	21020	10220	7190	16600	85700
Кристаллическая структура при 20 °С	ОЦК	ГПУ	ОЦК	ОЦК	ОЦК	ОЦК
Период решетки, нм	0,3165	—	0,3146	0,28787	0,3298	0,3294
λ, Вт/(м·К)	167,4	71,2	137,3	66,9	54,4	52,3
$\alpha \cdot 10^{-6}$ (20—1000 °С), 1/°С	4,76	6,63	6,9	8,4	7,2	7,1
E, ГПа	410	470	334	294	185	110
Температура перехода в хрупкое состояние, °С	200–400	—	0–20	300–350	–200	–200
$\sigma_в$, МПа	600–1100	—	800–900	270	200–400	200–350
$\sigma_в^{1100}$, МПа	235	—	175	25–85	120	57
δ, %	0	—	10–15	0–3	50–70	25–50

Примечание. Значения $\sigma_в$ и δ приведены для материалов технической чистоты в рекристаллизованном состоянии.

Тугоплавкие металлы обладают низкой жаростойкостью. При температуре свыше 400—600 °С их нужно защищать от окисления, иначе свойства тугоплавких металлов и сплавов резко ухудшаются. Для этих целей применяют металлические, интерметаллические и керамические покрытия. Для молибдена и вольфрама в качестве защитных покрытий наиболее часто используют силицидные покрытия ($MoSi_2$, WSi_2). При работе деталей в вакууме, инертных средах необходимость в защитных покрытиях отпадает. Не требуется защитных покрытий для деталей и сплавов хрома, так как он обладает жаростойкостью до 1000 °С из-за образования плотной тугоплавкой оксидной пленки Cr_2O_3. Высокая окисляемость тугоплавких металлов (например, для вольфрама заметная при 500—800 °С, рис. 8.9) создает определенные проблемы при осуществлении некоторых технологических процессов при производстве деталей и узлов из них, особенно при литье, сварке, горячей обработке давлением.

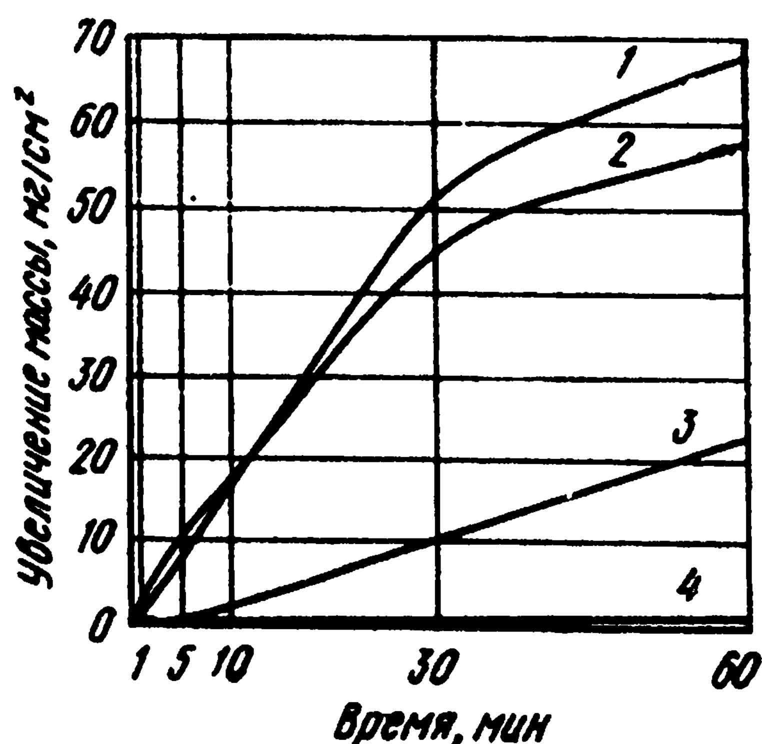


Рис. 8.9. Окисляемость вольфрама при различных температурах:
1 — 1200 °С; *2* — 1000 °С; *3* — 800 °С; *4* — 600 °С

Таблица 8.12. **Влияние примесей внедрения на температуру перехода в хрупкое состояние**

Металл	Способ получения	Содержание примесей внедрения, % (по массе)				Температура перехода в хрупкое состояние, °С
		H	N	O	C	
Ниобий (рекристаллизованный, 1200 °С)	Дуговая плавка	0,0001	0,065	0,0317	0,009	–185
	Электронно-лучевая плавка	0,0001	0,011	0,029	0,016	–200
Ванадий	Иодидный	0,005	0,0005	0,15	0,015	–40
	Электронно-лучевая плавка	0,0001	0,005	0,01	0,02	–196
Тантал	Металлокерамический	—	0,006	0,008	0,0014	–200
	Электронно-лучевая плавка	—	0,0008	0,003	0,003	–250
Молибден	Металлокерамический	0,0006	0,02	0,02—0,01	0,047	+200
	Дуговая вакуумная плавка (деформированный и рекристаллизованный)	0,001—0,0005	0,0006	0,005—0,003	0,014	0
	Электронно-лучевая зонная вакуумная плавка	0,0001	0,0001	0,001	0,012	–196
Вольфрам	Металлокерамический	0,0003	0,002	0,023	0,040	+500
	Дуговая вакуумная плавка	0,0002	0,001	0,004	0,030	+200
	Электронно-лучевая плавка:					
	после двух проходов	0,0001	0,001	0,001	0,020	+20
	то же, исходная заготовка подвергалась предварительному обезуглероживанию	0,0001	0,001	0,001	0,001	–196

На основе тугоплавких металлов созданы жаропрочные сплавы, предназначенные для работы в условиях высоких температур — 1100—1700 °С, а для сплавов вольфрама — до 2500—3000 °С. В сплавах упрочнение достигается за счет дисперсионных частиц (оксидов, карбидов и др.), дисперсионного твердения и деформационного упрочнения.

Сплавы молибдена легированы Zr, Ti, Hf, Nb, W, которые образуют с молибденом твердые растворы и упрочняют его. Для увеличения пластично-

сти в сплав могут добавлять Re. Низколегированные сплавы молибдена это — ВМ1, ЦМ2А, ВМ2, системы Mo—Ti—Zr, содержащие 0,08—0,4% Zr, 0,2—0,4% Ti и ≤ 0,01% С. Большей жаропрочностью обладают гетерофазные, термически упрочняемые сложнолегированные сплавы: ВМ3, ЦМВ30, ЦМВ50, ЦМ10. В сплавы этого типа внедрены углерод и карбидообразующие добавки Ti, Zr, Ta, Hf и др. Для повышения длительной прочности в большом количестве (30% и 50%) вводится вольфрам — сплавы ЦМВ30 и ЦМВ50. Сплав ЦМ10 относится к свариваемым сплавам из-за уменьшения в нем содержания углерода и элементов внедрения.

Сплавы на основе вольфрама могут быть легированы Nb, Ta, Mo, Zr, Hf, Re, C и др. Различают однофазные сплавы вольфрама — твердые растворы и гетерофазные, упрочненные дисперсионными частицами карбидов, боридов и оксидов. К однофазным относятся сплавы системы W—Nb и W—Mo, к группе гетерофазных — системы W—Ta—C (сплав ТСВ).

Свойства вольфрамовых, молибденовых, как и других тугоплавких металлов, можно повысить за счет гидроэкструзии (табл. 8.13). Гидроэкструзия позволяет, в результате протекания сложных дислокационных процессов, получать в деталях тонкую полигонизационную структуру и, как следствие, высокие и стабильные механические свойства.

Основными легирующими элементами для создания сплавов на **основе ниобия** являются W, Mo, Ti, Ta, V, Zr, Hf и элементы внедрения (C, O, N). Сплавы ВН-2, ВН-3, ВН-4 содержат Mo и Zr (основа — ниобий), сплавы 5ВМЦУ, РН-6С, ИРМН-3 — W, Mo, Zr и карбидное упрочнение. Как чистый ниобий, так и его сплавы активно взаимодействуют при нагреве с атмосферными газами — кислородом, азотом и водородом, что требует применения защитных покрытий.

Сплавы тантала, как и ниобиевые сплавы, относятся к группе относительно пластичных. Тантал, полученный электродуговой плавкой и, особенно, электронно-лучевой деформируется даже при комнатной температуре. Однако он обладает высокой активностью к взаимодействию с газами с образованием нитридов, оксидов, карбидов, гидридов, что отрицательно сказывается на свойствах готовых изделий, сварных и паяных соединений. Легирование тантала W, Zr, Hf и другими элементами способствует его упрочнению, но снижает пластичность.

Сплавы хрома, как и чистый хром, обладают очень высокой стойкостью к окислению, вплоть до 1000—1100 °С. Она увеличивается за счет соответствующего легирования. К легирующим элементам относятся W, V, Ni, Ti, Y (сплавы ВХ-1И, ВХ-2, ВХ-4), а также Hf, Mo, Zr, Ta. Сплавы ВХ-1, ВХ-1И, ВХ-2, ВХ-2И являются малолегированными, пластичными. Сплав ВХ-4 — высоколегированный, но достаточно пластичный. Сплавы М-140, М-142, М-146 — малопластичны, но обеспечивают высокие значения длительной прочности. Сдерживает более широкое применение в промышленности этих сплавов их недостаточная пластичность.

Т а б л и ц а 8.13. Механические свойства гидроэкструдированных промышленных молибденовых и вольфрамовых сплавов в зависимости от степени деформации и температуры отжига

Состояние материала	Степень деформации при гидроэкструзии, %	Сплав ВМ1 (0,1% Ti, 0,1% Zr; основа Mo)			Сплав ВМ1м (0,1% Ti, 0,1% Zr; 0,15% ZrC, основа Mo)			Сплав ТСМ3 (0,1% Ni; 0,06% C; основа Mo)			Сплав ТСМ4 (0,1% Ni; 0,06% C; 0,2% ZrC; основа Mo)			Сплав ТСВ1 (0,2% Ta; 0,1% ZrC; основа W)	
		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Исходное	0	800	—	28	780	—	20	485	32,1	17	769	67,5	13	523*	42,6*
После гидроэкструзии	50	1050	—	15	1000	—	20	—	—	—	860	81	18	1000**	48**
	65	1150	—	13	1100	—	20	905	81,0	19	920	85	17	—	—
	75	1250	—	12	1120	—	19	925	86,0	18	960	89	15	—	—
После отжига при 1400 °С, 1 ч	0	520	42	3	520	—	27	485	32,1	17	701	58,4	28	—	—
	50	550	40	18	—	—	—	—	—	—	815	73	17	—	—
	65	—	—	—	680	59	40	545	37,0	49	830	65	28	—	—
	75	—	—	—	—	—	—	595	49,0	49	820	61	29	—	—
После отжига при 1600 °С, 1 ч	50	550	40	16	—	—	—	—	—	—	620	43	21	—	—
	65	—	—	—	600	55	48	495	24,0	31	640	43	50	—	—
	75	—	—	—	—	—	—	485	28,0	22	630	42	40	—	—

* Испытания проводили при 400 °С.

** Испытания проводили при 300 °С.

Наряду с применением тугоплавких металлов и сплавов на их основе как материалов для различных изделий, большое значение они имеют для промышленности в качестве легирующих элементов.

Контрольные вопросы

1. Какие металлы называют легкими и почему?
2. Как влияет кристаллическая структура магния на физические и технологические свойства его сплавов?
3. Каковы особенности маркировки алюминиевых сплавов?
4. Какова цель модифицирования силуминов?
5. Каковы области применения алюминиевых сплавов?
6. Как влияют легирующие элементы на полиморфное превращение титана?
7. Каковы особенности фазовых превращений при термической обработке титановых сплавов?
8. Как называют основные группы сплавов меди?
9. Какой термической обработкой упрочняются жаропрочные никелевые сплавы?

Глава 9. Неметаллические материалы

Неметаллические материалы находят все возрастающее применение в различных отраслях техники. Достаточная прочность, жесткость, эластичность при низкой плотности, химическая стойкость во многих агрессивных средах, уровень диэлектрических свойств при их технологичности делают неметаллические материалы незаменимыми.

По происхождению неметаллические материалы различают природные, искусственные и синтетические. К природным, например, относятся такие органические материалы, как натуральный каучук, древесина, смолы (янтарь, канифоль), хлопок, шерсть, лен и др. Неорганические природные материалы включают графит, асбест, слюду и некоторые горные породы. Искусственные органические материалы получают из природных полимерных продкутов (вискозное волокно, целлофан, сложные и простые эфиры, целлюлозы). Синтетические материалы получают из простых низкомолекулярных соединений.

Именно в искусственных и синтетических материалах возможно проектировать и комбинировать свойства исходных веществ с целью получения

заданных сввйтв конечного продукта и готовых изделий. В результате синтетические неметаллические материалы вытесняют природные и являются наиболее распространенными.

Основы структурной теории химического строения органических соединений заложил великий русский химик А. М. Бутлеров (1826—1886 гг.). На основании исследований Г. С. Петрова (1907—1914 гг.) стало возможным промышленное производство первых синтетических фенопластов. Цепная полимеризация стала возможна в результате разработки Н. Н. Семеновым (1930—1940 гг.) теории цепных реакций.

Большой вклад в развитие физики и химии полимеров внесли отечественные ученые П. П. Кобеко, В. А. Каргин, А. П. Александров, С. С. Медведев и др. Важны заслуги в развитии химии кремнийорганических полимеров К. А. Андрианова.

9.1. Полимеры

9.1.1. Молекулярная структура полимеров

Полимерами называют вещества, макромолекулы которых состоят из многочисленных повторяющихся элементарных звеньев, представляющих собой одинаковую группу атомов. Молекулярная масса таких молекул составляет от 500 до 1 000 000.

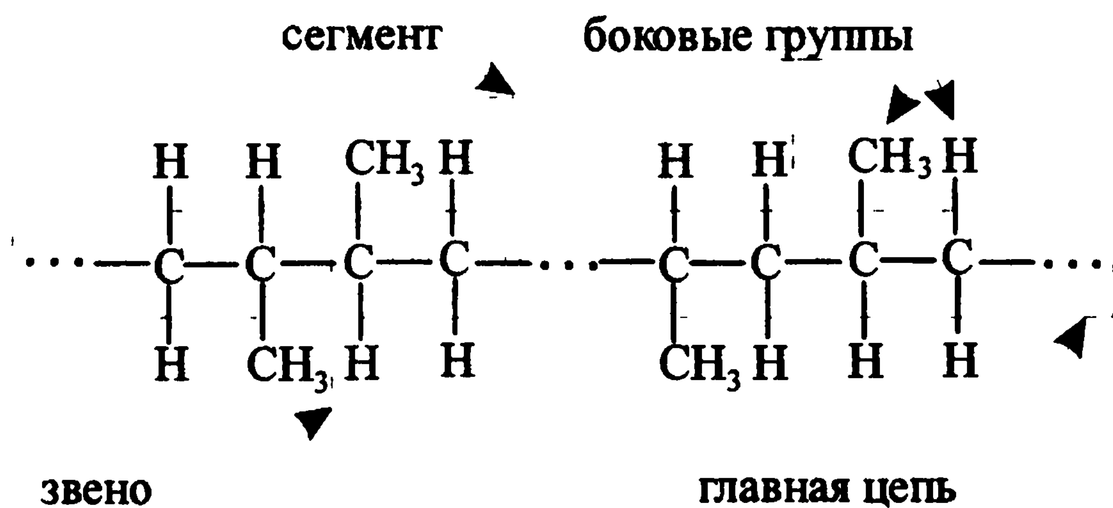
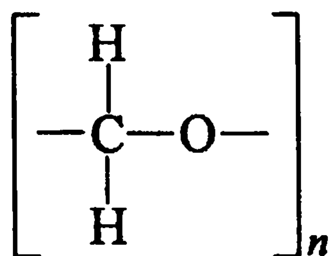


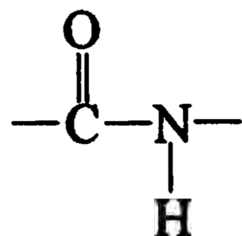
Рис. 9.1. Схема строения линейной макромолекулы

В молекулах полимеров различают главную цепь, построенную из большого числа атомов. Боковые цепи имеют значительно меньшую протяженность. Схема строения линейной макромолекулы приведена на рис. 9.1. В боковых цепях заместителями атома водорода могут быть химические радикалы $-CH_3$; $-C_3H$; $-C_6H_5$ или функциональные группы $-COOH$; $-OH$; $-NH_2$ и др.

Полимеры, главная цепь которых содержит одинаковые атомы, называют *гомоцепными*, а если атомы углерода — *карбоцепными*. Полимеры, в главной цепи которых содержатся различные атомы, называют *гетероцепными*. Например, полиформальдегид, содержащий в главной цепи гетероатом кислорода,



а также полиамиды (капрон, найлон), имеющие в главной цепи амидную группу



содержащую в главной цепи гетероатом азота. Полимеры, содержащие в главной цепи помимо атомов углерода другие атомы, отличаются от карбоцепных полимеров более широким диапазоном свойств.

Атомы главной цепи связаны прочной химической ковалентной связью, энергия которой составляет 330—360 кДж/моль.

По форме макромолекулы полимеров делят на линейные, разветвленные, плоские, ленточные, пространственные или сетчатые (рис. 9.2). Линейные макромолекулы полимера — длинные зигзагообразные и скрученные в

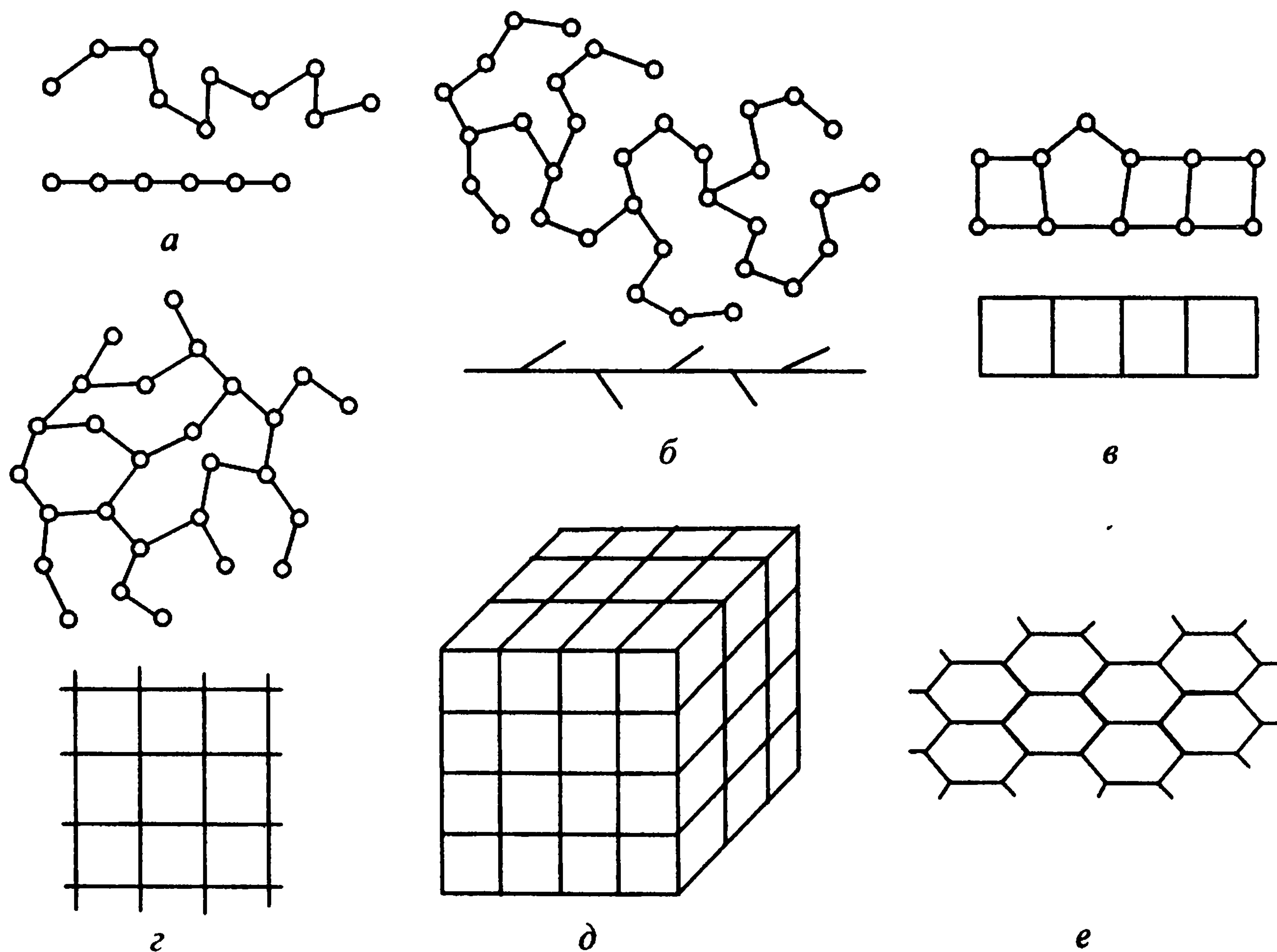


Рис. 9.2. Формы макромолекул полимеров:
а — линейная; *б* — разветвленная, *в* — лестничная; *г* — сетчатая; *д* — пространственная; *е* — паркетная

спираль цепочки (рис. 9.2, *а*). Длина линейной макромолекулы в несколько тысяч раз больше ее поперечного сечения. Макромолекулам поэтому присуща гибкость, которая ограничивается жесткими участками — сегментами, состоящими из нескольких звеньев. Такие макромолекулы, обладая достаточно высокой прочностью вдоль главной цепи, слабо связаны между собой и обеспечивают высокую эластичность материала. Нагрев вызывает размягчение, а последующее охлаждение — затвердевание полимера (полиамид, полиэтилен).

Разветвленная макромолекула содержит боковые ответвления (рис. 9.2, *б*), что затрудняет сближение макромолекул и понижает межмолекулярное взаимодействие. Полимеры с подобной формой макромолекул отличаются пониженной прочностью, повышенной плавкостью и рыхлостью. Межмолекулярное взаимодействие имеет физическую природу. Энергия такой связи достигает 5—40 кДж/моль.

Сшитые формы макромолекул (лестничная, сетчатая, рис. 9.2, *в*, *г*) свойственны более прочным, нерастворимым и неплавким полимерам, которые склонны к набуханию в растворителях и размягчению при нагревании.

Полимеры со сшитой трехмерной формой макромолекулы (рис. 9.2, *д*) отличаются хрупкостью и высокой стойкостью к внешним воздействиям (неспособны размягчаться и набухать).

Макромолекулы полимеров обладают гибкостью, т. е. способностью перемещения их отдельных участков друг относительно друга.

Гибкость ограничивается жесткими участками-сегментами, состоящими из нескольких звеньев главной цепи. Сегменты гибких макромолекул содержат 10—20 звеньев. На гибкость макромолекул оказывает влияние, с одной стороны, тепловое движение атомов, а с другой — энергия связи межмолекулярного взаимодействия. Тепловое движение полимерной молекулы связано с изменением ее формы и состоит во вращении атомов друг относительно друга при сохраняющихся постоянных валентных углах (рис. 9.3). В результате полимерная цепь редко бывает предельно вытянутой и чаще имеет зигзагообразную или глобулярную форму.

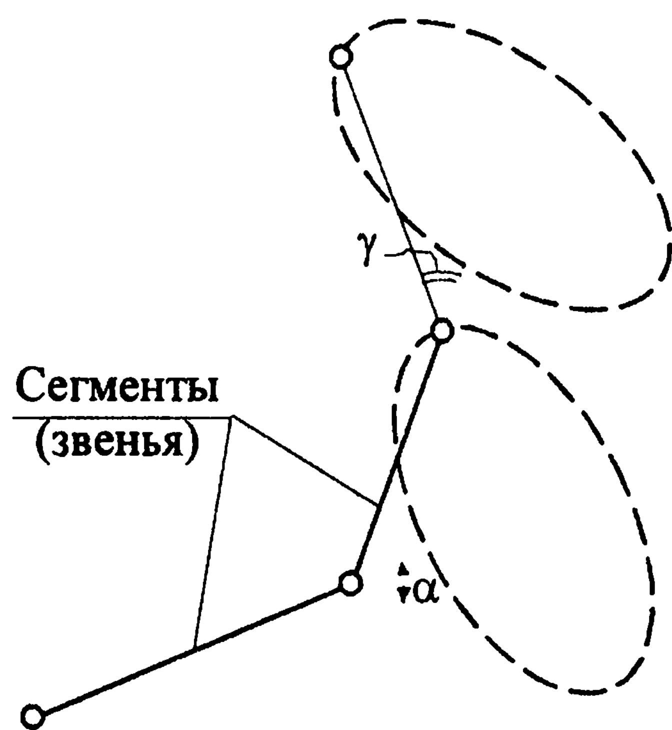


Рис. 9.3. Схема вращения звеньев цепи относительно химических связей в молекуле полиэтилена

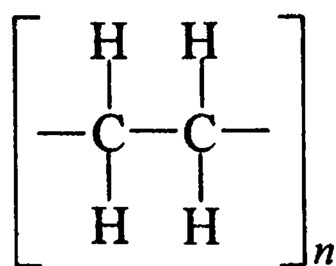
С гибкостью макромолекул полимеров связаны многие свойства полимеров: обратимая высокоэластическая деформация, достигающая десятков сотен процентов, ползучесть. Наиболее четко высокоэластичность проявляется в резинах и каучуках.

Увеличение химической связи между макромолекулами очень сильно сказывается на их гибкости. Так, натуральный каучук,

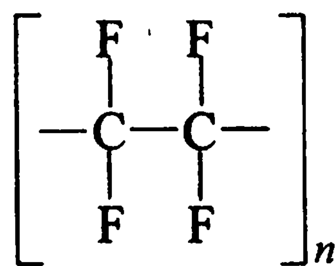
вулканизированный 3% серы, имеет относительное удлинение при разрыве 800—900%, прочность на разрыв 29—32 МПа. Эбонит, тот же каучук, но отвержденный до 30% серы, имеет относительное удлинение при разрыве менее 20% и прочность на разрыв 52—54 МПа. Увеличивая количество вулканизатора — серы, мы тем самым повышаем энергию межатомной связи. Повысить энергию межмолекулярной связи можно путем увеличения полярности полимерных звеньев.

По полярности полимеры подразделяют на полярные и неполярные. В макромолекулах неполярных полимеров центры тяжести разноименных зарядов совпадают. У полярной макромолекулы центр тяжести электронов сдвинут в сторону более электроотрицательного атома и центры тяжести разноименных зарядов не совпадают.

Неполярные полимеры имеют симметричное расположение функциональных групп и дипольные моменты связей атомов взаимно компенсируются:

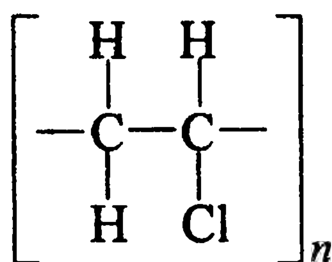


полиэтилен



фторопласт-4

В молекулах полярных полимеров присутствуют или полярные связи группировок (–Cl, –F, –OH), или несимметрия в их структуре:



поливинилхлорид

За счет полярности энергия межмолекулярных связей в поливинилхлориде больше, чем в полиэтилене. Поливинилхлорид, имея прочность при растяжении 100—200 МПа, прочнее полиэтилена (20—45 МПа). Полярные полимеры жесткие, теплостойкие, но в отличие от неполярных их морозостойкость низкая.

Полярность полимера можно оценить по величине диэлектрической проницаемости (ε). Неполярные полимеры фторопласт и полиэтилен имеют $\varepsilon = 2{,}1$, а у полярных полимеров — органического стекла, капрона — диэлектрическая проницаемость $\varepsilon \geqslant 3{,}5$.

По фазовому состоянию полимеры подразделяют на аморфные и кристаллические. Аморфные полимеры представляют собой пачки цепных макромолекул. Пачка состоит из многочисленных рядов макромолекул, распо-

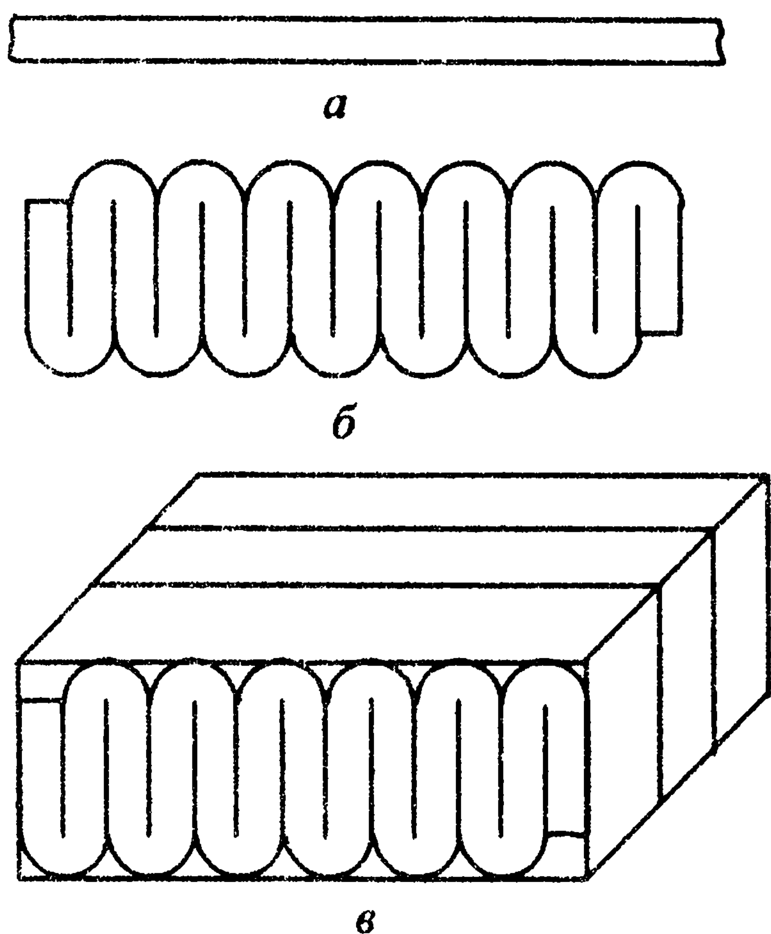


Рис. 9.4. Схема образования пластины (*а*) из лент (*в*), полученных из выпрямленной пачки (*б*)

ложенных последовательно друг за другом. Пачки способны перемещаться относительно соседних элементов структуры.

Аморфные полимеры могут быть построены из молекул, свернутых в глобулы. Глобулярная структура аморфного полимера придает им невысокие механические характеристики в связи с хрупким разрушением по границам глобул. Под воздействием температуры глобулы способны распрямляться в линейные образования, что способствует повышению механических свойств полимеров.

Макромолекулы кристаллизующихся полимеров имеют регулярную структуру и отличаются достаточной гибкостью. Формирование пространственных решеток кристаллов начинается с перестроения внутри пачек. Гибкие пачки (рис. 9.4, *а*) в результате многократного поворота на 180° складываются в ленты (рис. 9.4, *б*). Ленты, в свою очередь присоединяясь друг к другу плоскими сторонами, образуют пластины (рис. 9.4, *а*). Наложение нескольких таких пластин приводит к образованию кристалла.

Кристаллы полимеров могут формироваться непосредственно из их расплавов при охлаждении. Чаще расплав полимера с понижением температуры, переходя в твердое состояние, сохраняет аморфную структуру жидкости. Это стеклообразное состояние полимера устойчиво в связи с заторможенностью теплового движения, громоздкостью макромолекул и значительной вязкостью расплава.

9.1.2. Термомеханические свойства полимеров

Полимеры при нагревании ведут себя по-разному. Полимеры с линейными и разветвленными макромолекулами пластичны, способны размягчаться при повышении температуры и затвердевать при охлаждении, называются термопластами.

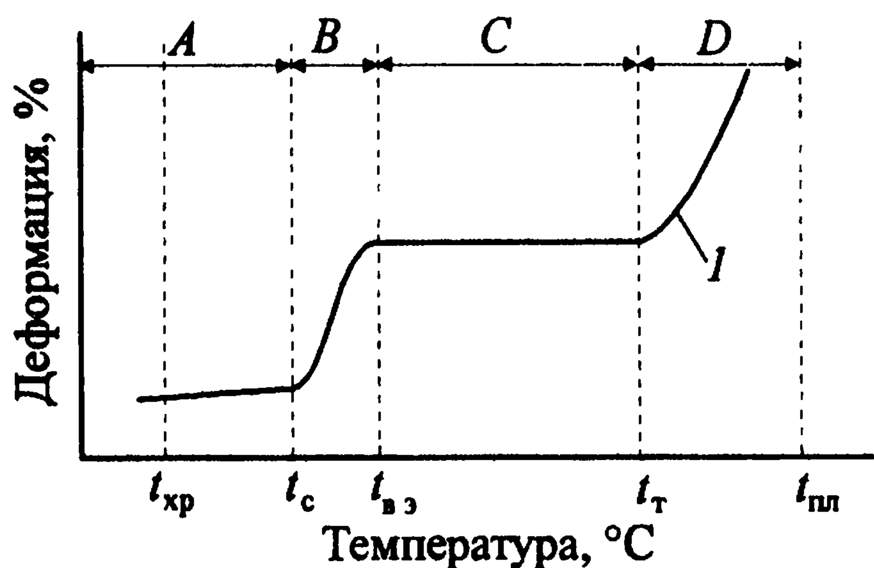
Свойства термопластов обратимы при повторном нагревании. Обратимость свойств термопластов, их достаточно низкая прочность 1—10 МПа обусловлены слабыми межмолекулярными силами связи. Структура таких полимеров может быть аморфной, частично кристаллической и

кристаллической. Изделия из термопластов способны перерабатываться.

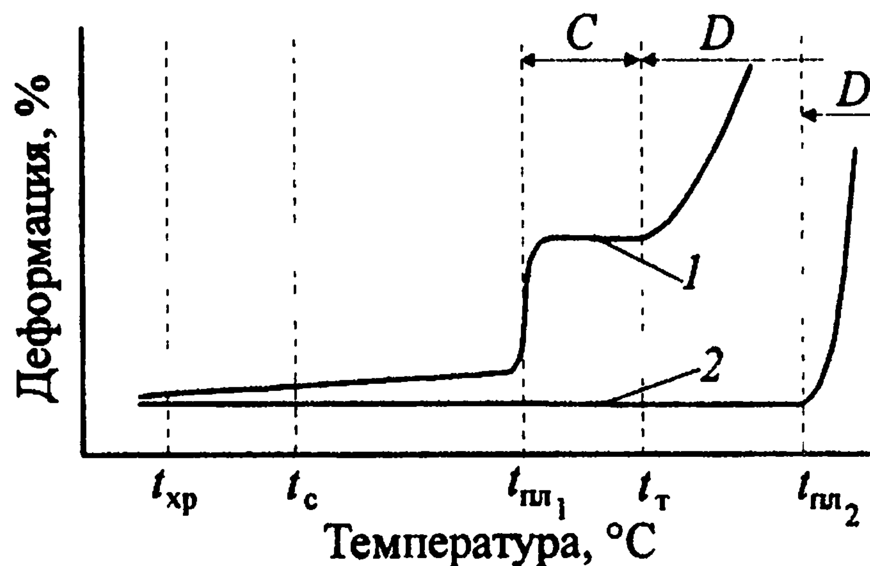
Термореактивные полимеры на начальной стадии нагрева, имея линейную структуру размягчаются, а затем затвердевают, в результате протекания химических реакций и образования пространственной структуры.

Изделия из термореактивных полимеров при повторном нагреве не размягчаются и не могут быть подвергнуты повторной переработке.

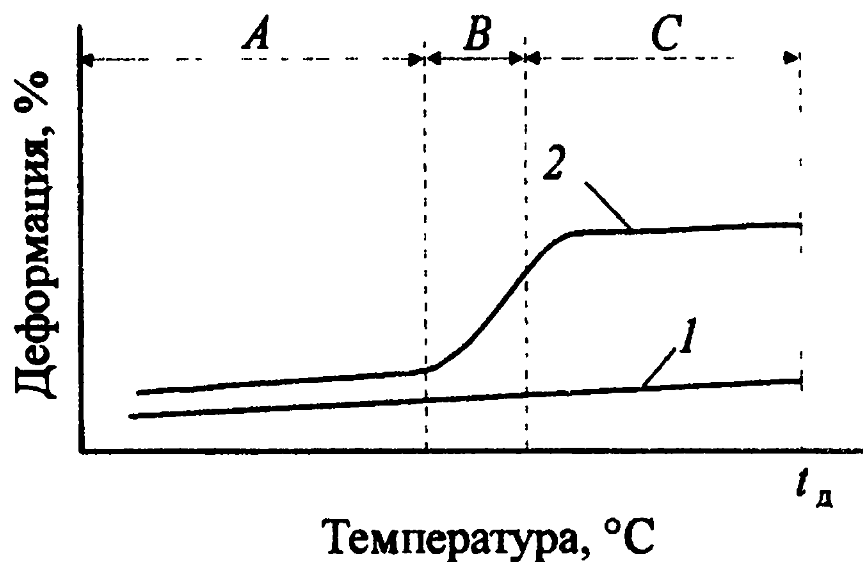
Различие в физическом или фазовом состоянии полимеров обнаруживается на термокинетических кривых, отображающих изменение деформации материала пластика в результате приложения постоянной нагрузки при нагревании с постоянной скоростью. На кривых можно выделить три участка, соответствующих трем физическим состояниям (рис. 9.5, *а*). В области *А* полимер находится в твердом аморфном стеклообразном состоянии. Атомы и молекулы полимера, имеющего температуру, меньшую температуры стеклования $t_с$, совершают только тепловые колебательные движения около своих равновесных положений. Материалу при деформировании присущи упругие свойства. При температуре ниже температуры хрупкости ($t_{хр}$) полимер становится хрупким и его разрушение связано с разрывом химических связей в макромолекуле.



а



б



в

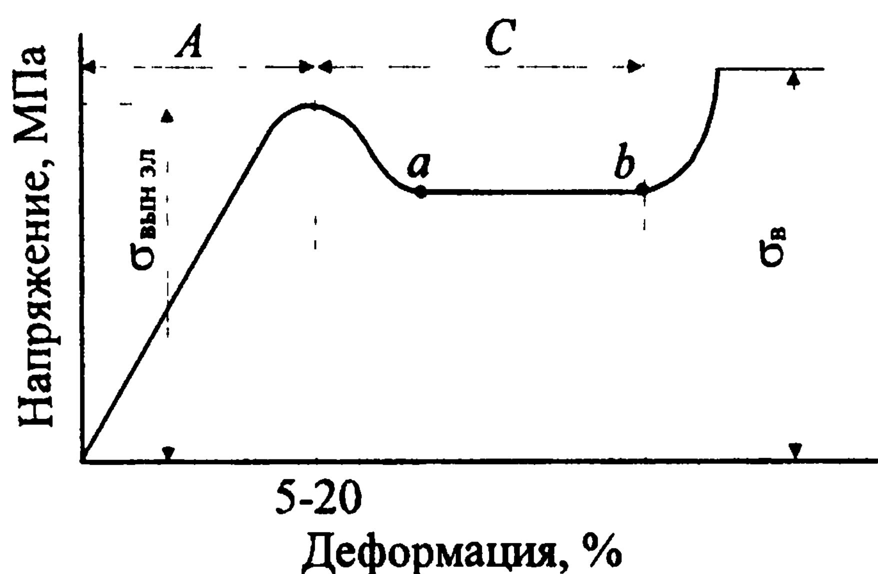
Рис. 9.5. Термомеханические кривые:
а — некристаллический линейный полимер; *б* — кристаллизующийся полимер с различными температурами плавления кристаллической составляющей (*1* — $t_с < t_{пл} < t_т$; *2* — $t_{пл} > t_т$), *в* — сетчатый (*1*) и редкосетчатый (*2*) полимеры

Повышение температуры полимера выше $t_с$ увеличивает в нем частоту тепловых колебаний атомов, и отдельные сегменты макромолекул перемещаются, скрученные участки макромолекул выпрямляются. Макромолекулы

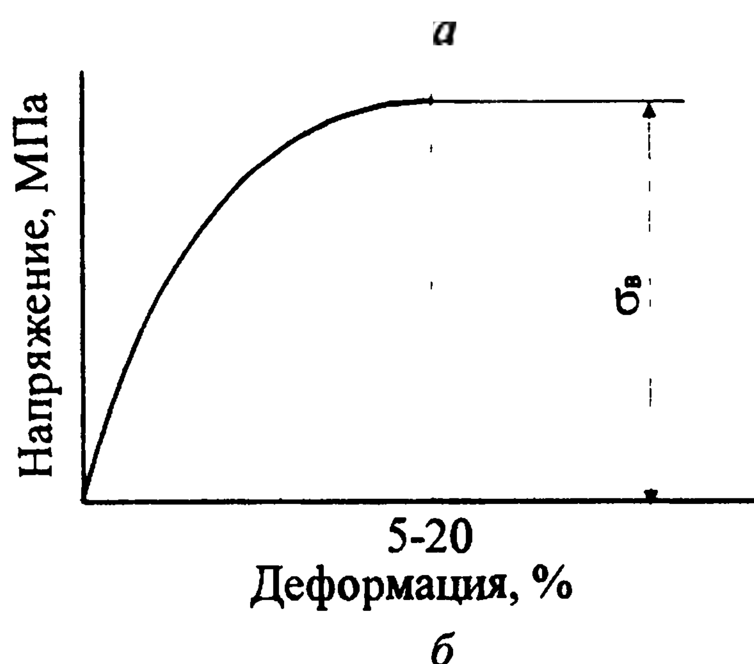
ориентируются в направлении действия приложенного напряжения. Материал деформируется упруго. После снятия нагрузки макромолекулы под действием сил межмолекулярного взаимодействия принимают первоначальную форму. Материал находится в высокоэластическом состоянии. Для полимеров, например резины, находящихся в высокоэластическом состоянии, величина обратимой деформации может достигать 500—800%. Вблизи температуры текучести ($t_т$) возможна и пластическая деформация. При температуре выше $t_т$ материал переходит в вязкотекучее состояние. Отдельные звенья (сегменты) макромолекул постепенно поворачиваются, и целые макромолекулы получают подвижность. Полимер переходит в вязкотекучее состояние. В этом состоянии полимеры перерабатывают в изделия.

Вид термомеханических кривых полимеров зависит от степени их кристалличности, температуры кристаллизации и степени сшитости макромолекул.

Полимеры с кристаллической составляющей в структуре сохраняют твердость до температуры плавления ($t_{пл}$) кристаллической составляющей (рис. 9.5, *б*). В этом случае полимер имеет суженную область *C*, если $t_c < t_{пл} < t_т$. В полимере же, у которого $t_{пл} > t_т$ (рис. 9.5, кривая *2*), область *C* отсутствует и он из твердого состояния переходит в вязкотекучее.



а



б

Рис. 9.6. Диаграмма растяжения стеклообразного (*а*) и сетчатого (*б*) полимеров:
A — область упругих деформаций, *C* — область высокоэластической деформации, $\sigma_{вын\,эл}$ — предел вынужденной эластичности

Термомеханические кривые полимеров с сетчатой структурой (рис. 9.5, *в*) не имеют ни области *C*, ни области *D* и таким образом, не переходя в вязкотекучее состояние, подвергаются тепловому разложению — деструкции ($t_д$). В редкосетчатых полимерах иногда наблюдают высокоэластическое состояние (кривая *2*).

Детали из полимерных материалов со стеклообразной структурой надежно работают в силовых конструкциях в диапазоне температур от $t_{хр}$ до $t_с$. Важно, чтобы полимер имел температуру $t_{хр}$ — пониженную, а температуру $t_с$ — повышенную. При действии больших напряжений в стеклообразных полимерах развиваются значительные деформации, получившие название вынужденно-эластические (рис.9.6, *а*). Явление вынужденной

эластичности отмечается в интервале температур $t_{хр}$—$t_с$. Максимум кривой соответствует пределу вынужденной эластичности. При нагреве полимера выше температуры $t_с$ вынужденно-эластические деформации обратимы. Вынужденно-эластическая деформация возникает и развивается в результате распрямления и вытягивания скрученных макромолекул под действием нагрузки. Материал течет, что приводит к возникновению местного утонения образца — шейки. На участке *ab* (см. рис. 9.6, *а*) шейка распространяется на всю длину образца.

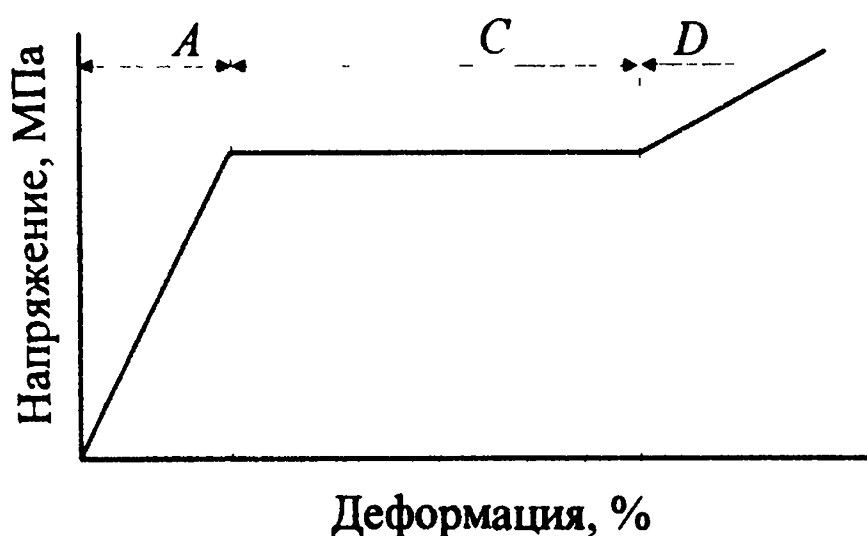


Рис. 9.7. Диаграмма растяжения кристаллического полимера:
A, *D* — области упругих деформаций; *C* — область высокоэластической деформации

Пластмассы с ориентированной молекулярной структурой под действием нагрузки, приложенной вдоль направления ориентации, разрушаются без пластической деформации — хрупко (см. рис. 9.6, *б*).

На кривой зависимости напряжения от деформации для кристаллических полимеров переходы выражены более резко (рис. 9.7). После возникновения шейки (конец участка *A*) удлинение образца происходит при постоянном напряжении (участок *C*). На участке *C* шейка распространяется на всю длину образца, и только после этого дальнейшая деформация образца происходит при возрастающем напряжении (участок *D*) и заканчивается его разрушением.

Деформация, полученная на участке *C*, не исчезает после снятия нагрузки и достигает нескольких сотен процентов. В процессе пластического деформирования кристаллического полимера исходная структура изменяется и превращается в новую, в которой кристаллы имеют другую форму и ориентированы в одном направлении.

Изменение кристаллической структуры полимера в процессе деформирования называется *рекристаллизацией*.

Особенности строения макромолекул полимеров обусловливают зависимость их механических свойств от продолжительности действия и скорости приложения нагрузки. Действующая на полимер нагрузка вызывает в его структуре изменения, связанные с распрямлением, раскручиванием макромолекул, взаимным перемещением макромолекул. В результате полимер переводится в неравновесное, термодинамически неустойчивое состояние. На переход из неравновесного состояния к равновесному (т. е. релаксацию) требуется время от нескольких долей секунды (10^{-4} с) до нескольких суток, а в ряде случаев и месяцев.

Практическое значение имеют случаи релаксации напряжений при неизмененном относительном удлинении и ползучесть при статическом нагружении. При мгновенном деформировании образца на определенную величи-

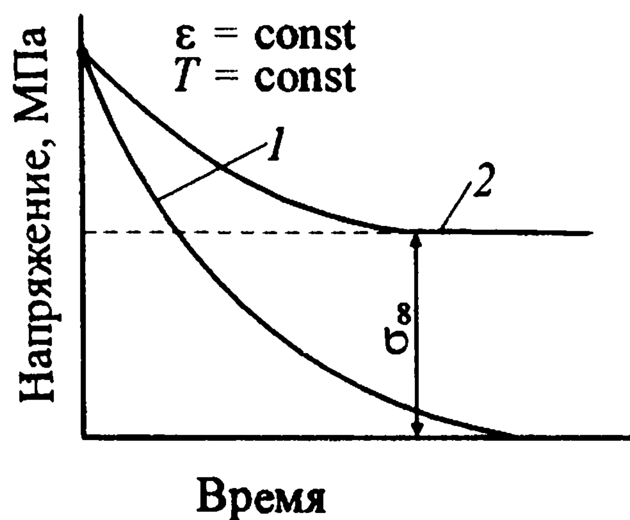


Рис. 9.8. Релаксация напряжений в линейном (*1*) и сетчатом полимерах (*2*)

ну δ и поддержании ее постоянной в структуре полимера имеет место перестройка и в результате наблюдается постепенное падение напряжения. В полимере с линейной структурой макромолекулы перемещаются друг относительно друга и по истечении некоторого времени напряжение снижается до нуля (рис. 9.8).

В полимерах с сетчатой структурой наличие химических связей между макромолекулами не допускает их взаимного смещения. Процесс релаксации не нарушает межмолекулярные связи, и напряжение стремится к равновесному значению σ_∞, а не к нулю.

Изменение деформации во времени при постоянном напряжении (σ) представлено на рис. 9.9. В линейном и сетчатом полимерах под действием приложенного напряжения мгновенно развивается упругая деформация ($\varepsilon_{упр}$, участок *OA*). Затем в результате разворачивания макромолекул и перехода их от свернутых к вытянутым конформациям начинает развиваться высокоэластическая деформация ($\varepsilon_{вэ}$).

В сетчатых полимерах через время τ_1, определяемое температурой, устанавливается предельная деформация, зависящая от степени сшивки макромолекул. Линейные полимеры по истечении времени τ_1 продолжают деформироваться. После снятия нагрузки (время τ_2) упругая деформация (*OA*, *CD* и *C′D′*) снимается полностью, а высокоэластическая деформация релаксирует в сетчатых полимерах до нуля (время τ_3). В линейных полимерах пластическая деформация остается (время τ_4), поскольку в них имеет место процесс вязкого необратимого течения. Время релаксации ($\tau_3 - \tau_2$) и ($\tau_4 - \tau_2$) для разных полимеров зависит экспоненциально от температуры и может быть определено по уравнению

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{E_{акт}}{KT}\right),$$

где $E_{акт}$ — энергия активации процесса релаксации; *K* — постоянная Больцмана; *T* — температура, К.

Релаксационные процессы в полимерах усложняются в реальных условиях их эксплуатации в результате сшивки, деструкции, старения и других процессов, изменяющих структуру полимера.

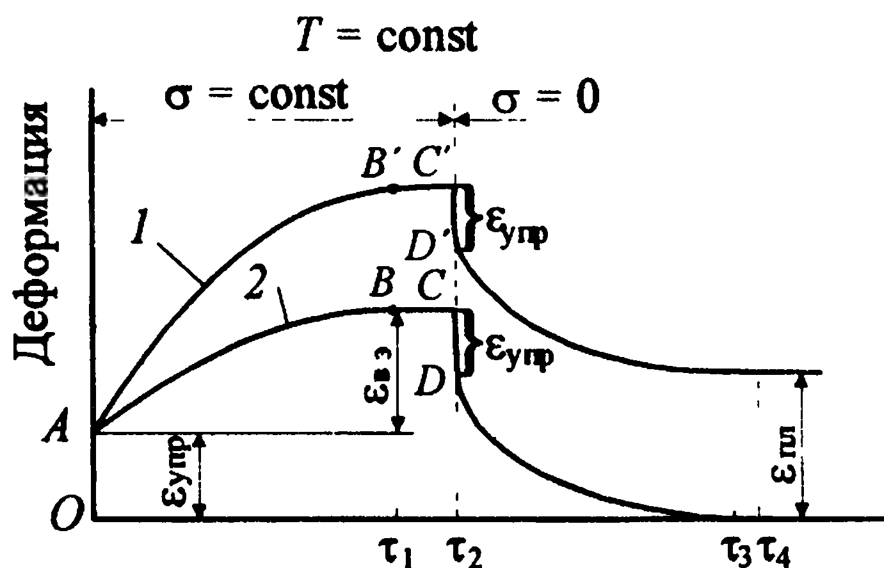


Рис. 9.9. Зависимость деформации от времени для растянутых линейного и сетчатого полимеров

9.2. Пластмассы

Пластмассы (пластики) представляют собой органические материалы на основе полимеров, способные при нагреве размягчаться и под давлением принимать определенную устойчивую форму. Простые пластмассы состоят из одних химических полимеров. Сложные пластмассы помимо полимеров включают добавки: наполнители, пластификаторы, красители, отвердители, катализаторы и др.

Наполнители в пластмассы вводят в количестве 40—70% для повышения твердости, прочности, жесткости, а также придания особых специфических свойств, например фрикционных, антифрикционных и др. Наполнителями могут быть ткани, а также порошкообразные, волокнистые вещества.

Пластификаторы (стеарин, олеиновая кислота, дибутилфталат) повышают эластичность, пластичность и облегчают обработку пластмасс. Их содержание колеблется в пределах 10—20%.

Отвердители (амины) и катализаторы (перекисные соединения) в количестве нескольких процентов вводят в пластмассы для отверждения, т. е. создания межмолекулярных связей и встраивания молекул отвердителя в общую молекулярную сетку.

Красители (минеральные пигменты, спиртовые растворы органических красок) придают пластмассам определенную окраску и снижают их стоимость. Состав компонентов, их сочетание и количественное соотношение позволяют изменять свойства пластмасс в широких пределах.

Классификация пластмасс. Пластмассы классифицируют по следующим признакам:

1. По виду наполнителя: с твердым наполнителем; с газообразным наполнителем.

Твердые наполнители в виде порошков, например графит, древесная мука, кварц, гипс и др., волокон, например очесов хлопка и льна, волокон из стекла и асбеста, слоистые, например тканей хлопчатобумажной, стеклянной, асбестовой, бумаги.

2. По реакции связующего полимера к повторным нагревам. Термопластичные пластмассы на основе термопластичного полимера размягчаются при нагреве и затвердевают при последующем охлаждении. Чаще это чистые полимеры или композиции полимеров с пластификаторами, противостарителями. Термопласты отличаются низкой усадкой 1—3%. Для них характерны малая хрупкость, большая упругость и способность к ориентации.

Термореактивные пластмассы на основе термореактивных полимеров (смол) после тепловой обработки — отверждения — переходят в термостабильное состояние. Термореактивные пластмассы отличаются хрупкостью, имеют большую усадку 10—15% и содержат в своем составе наполнители.

3. По применению пластмассы можно подразделить на следующие группы: конструкционные — для силовых деталей и конструкций, для несиловых деталей; прокладочные, уплотнительные; фрикционные и антифрикционные; электроизоляционные, радиопрозрачные; теплоизоляционные; стойкие к воздействию огня, масел, кислот; облицовочно-декоративные.

Один и тот же пластик часто обладает свойствами, характерными для нескольких групп. Например, текстолит может быть одновременно конструкционным, электроизоляционным и прокладочным материалом.

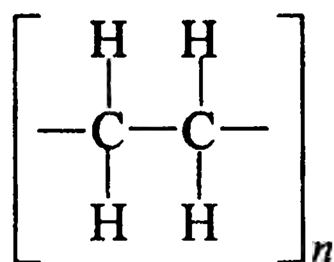
9.2.1. Термопластичные пластмассы

Основу термопластичных пластмасс составляют полимеры с линейной и разветвленной структурой. Помимо основы они иногда содержат пластификаторы. Термопласты способны работать при температурах не выше 60—70 °С, поскольку выше этих температур их физико-механические свойства резко снижаются. Некоторые теплостойкие пластмассы способны работать при 150—200 °С, а термостойкие полимеры с жесткими цепями и циклической структурой устойчивы до 400—600 °С.

Предел прочности термопластов изменяется в пределах 10—100 МПа, а модуль упругости — $(1{,}8\text{—}3{,}5)\cdot 10^3$ МПа. Длительное статическое нагружение термопластов вызывает появление вынужденно-эластической деформации и снижает их прочность. С увеличением скорости деформирования вынужденно-эластическая деформация отсутствует и появляются жесткость и хрупкое разрушение.

Наличие в структуре полимеров кристаллической составляющей делает их более прочными и жесткими.

П о л и э т и л е н имеет структурную формулу



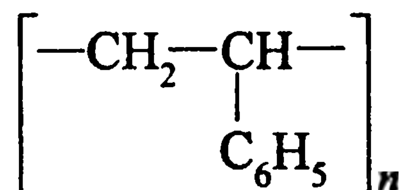
неполярен. Его получают полимеризацией бесцветного газа этилена при низком и высоком давлении. Полиэтилен низкого давления (ПЭНД) имеет высокую плотность и кристалличность до 74—95%. Макромолекулы полиэтилена высокого давления(ПЭВД) имеют более разветвленное строение. В результате ПЭВД отличается пониженной плотностью и содержит в структуре до 55—65% кристаллической составляющей. С увеличением плотности и кристалличности полиэтилена возрастают его прочность и теплостойкость.

Полиэтилен способен длительное время работать при 60—100 °С. Морозостойкость достигает –70 °С и ниже. Химически стоек и нерастворим в растворителях при 20 °С.

Полиэтилен применяют для изоляции защитных оболочек кабелей проводов, деталей высокочастотных установок и для изготовления коррозионностойких деталей — труб, прокладок, шлангов. Его выпускают в виде пленки, листов, труб, блоков.

Полиэтилен подвержен старению. Для защиты от старения в полиэтилен вводят сажу 2—3%, замедляющую процесс старения в 30 раз.

Полистирол имеет структурную формулу



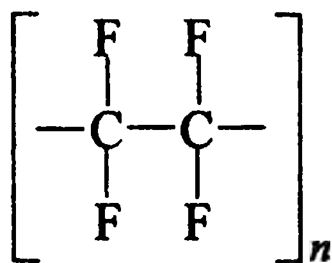
полярный. Это аморфный, твердый, жесткий, прозрачный полимер, имеющий преимущественно линейное строение. Молекулярная масса полистирола в зависимости от степени полимеризации может достигать 600 000. Наибольшее распространение имеют полистиролы с массой 200 000—300 000, применяемые для изготовления листов и деталей методом литья под давлением.

Полистиролу присущи высокие диэлектрические свойства, удовлетворительная механическая прочность, невысокая рабочая температура (до 100 °С), химическая стойкость в щелочах, минеральных и органических кислотах, маслах. Он набухает в 65%-ной азотной, ледяной уксусной кислотах, бензине и керосине. При температуре выше 200 °С разлагается, образуя стирол.

Полистирол применяют для производства слабонагруженных деталей и высокочастотных изоляторов.

Недостатками свойств полистирола являются его хрупкость при пониженных температурах, склонность к постепенному образованию поверхностных трещин.

Фторопласт-4 (политетрафторэтилен), структурная формула которого



неполярен, имеет аморфно-кристаллическую структуру. Скорость кристаллизации зависит от температуры в очень малой степени до 250 °С и не влияет на его механические свойства. Температурный порог длительной эксплуатации фторопласта-4 ограничивается 250 °С. Он относительно мягок, поскольку аморфная фаза находится в высокоэластическом состоянии.

Фторопласт-4 отличается чрезвычайно высокой стойкостью к действию агрессивных сред: соляной, серной, плавиковой, азотной кислот, царской водки, пероксида водорода, щелочей. Он разрушается под действием расплавов щелочных металлов, а также фтора и фтористого хлора при повышенных температурах. Фторопласт-4 не горит и не смачивается водой и многими жидкостями.

Политетрафторэтилен не охрупчивается до –269 °С. Он сохраняет гибкость при температуре ниже –80 °С. Фторопласт-4 имеет низкий коэффициент трения (0,04), не зависящий от температуры плавления (327 °С) кристаллической составляющей.

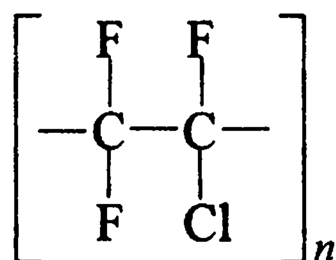
Недостатками фторопласта-4 следует считать его токсичность вследствие выделения фтора при высоких температурах, хладотекучесть и трудность переработки из-за отсутствия пластичности.

Фторопласт-4 применяют для изготовления мембран, труб, вентилей, насосов, уплотнительных прокладок, сильфонов, манжет, антифрикционных покрытий на металлах, а также электрорадиотехнических деталей.

Свойства неполярных термопластов приведены в табл. 9.1.

9.2.2. Полярные термопласты

Трифторхлорэтилен (фторопласт-3) имеет структурную формулу



и представляет собой линейный аморфно-кристаллический полимер белого цвета. Присутствие атома хлора нарушает симметрию звеньев макромолекулы, и в результате полимер становится полярным. Кристалличность полимера зависит от условий охлаждения. Максимальное количество кристаллической составляющей (до 80%) выделяется при медленном охлаждении из расплава до 150 °С, а при быстром охлаждении степень кристалличности составляет 30—40%. Фторопласт-3 с высокой степенью кристалличности обнаруживает повышенную плотность, твердость и механические свойства. Полимер с низкой степенью кристалличности более пластичен. Фторопласт-3 имеет диапазон рабочих температур от –105 до 70 °С. Нагрев выше 300 °С вызывает его деструкцию с образованием токсичного газообразного фтора.

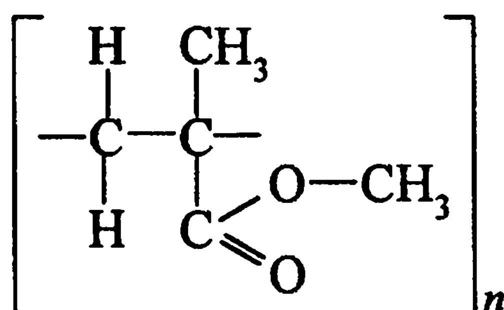
Фторопласт-3 по химической стойкости несколько уступает фторопласту-4, но все же его стойкость к действию органических растворителей, кислот, щелочей и других агрессивных сред высокая. Полимер легко перерабатывается в изделия методами прессования, литья под давлением и др.

Таблица 9.1. **Свойства неполярных термопластов**

Материал	Плотность, кг/м^3	Рабочая температура, °С		Предел прочности, МПа, при		Модуль упругости при изгибе, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Ударная вязкость, кДж/м^2	Диэлектрическая проницаемость при частоте тока 10^6 Гц	Удельное объемное сопротивление, Ом/м	Тангенс угла диэлектрических потерь $\times 10^{-4}$ при частоте тока 10^6 Гц
		максимальная	минимальная	растяжении	изгибе						
Полиэтилен ПЭВД	913—929	105	–40, –70 и ниже	10—17	12—17	120—260	15—20	Не ломается	2,2—2,3	10^{15}	2—3
ПЭНД	949—953	120—125	–70 и ниже	18—35	20—38	650—750	10—12	2—150	2,1—2,4	10^{15}	2—5
Полистирол (блочный)	1050—1080	90	–20	35	65—105	2700	1,5	16—20	2,5—2,7	10^{15}	3—4
Фторопласт-4	2150—2240	250	–269	14—35	11—14	470—850	250—500	10—100	1,9—2,2	10^{15}—10^{18}	2—2,5

Фторопласт-3 применяют для изготовления труб, клапанов, насосов, шлангов, а также используют в качестве низкочастотного диэлектрика.

Полиметилметакрилат (органическое стекло) имеет структурную формулу



Органическое стекло — аморфный, бесцветный, прозрачный термопласт. При нагреве до 80 °С начинает размягчаться, а при 105—150 °С становится пластичным. Основным критерием, определяющим его пригодность, является прочность. Повышение механических свойств органических стекол осуществляют путем двухосного растяжения при нагреве до температуры, превышающей температуру размягчения. От степени ориентации звеньев макромолекул вдоль направления действия внешнего усилия зависит степень упрочнения материала. Механические свойства органических стекол зависят от температуры (рис. 9.10).

Стекла с ориентированными макромолекулами менее чувствительны к концентраторам напряжений, более стойки против «серебрения». «Серебро» органических стекол — результат появления на поверхности и внутри материала мелких трещин, образующих полости с полным внутренним отражением.

Дефект является результатом действия внутренних напряжений, возникающих в связи с низкой теплопроводностью и высоким температурным коэффициентом линейного расширения.

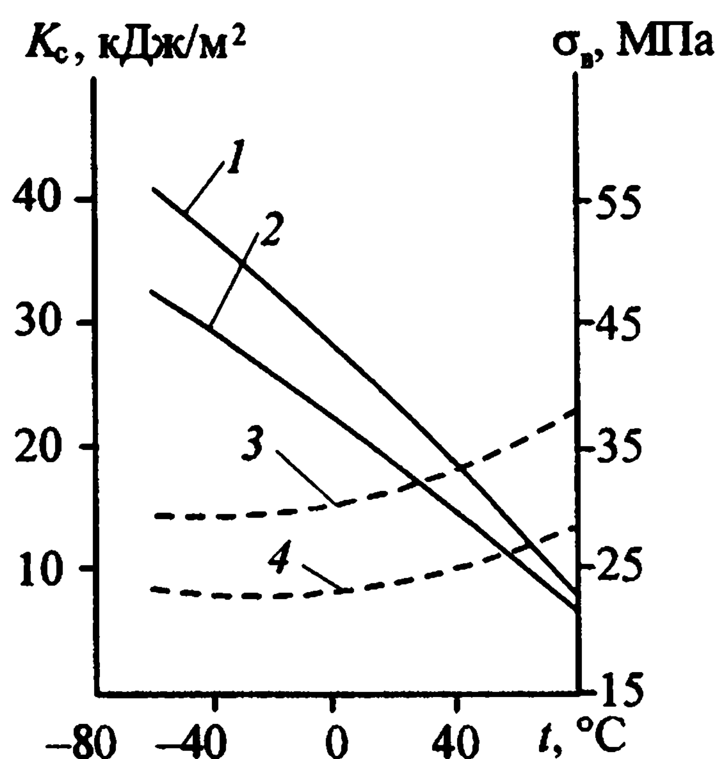


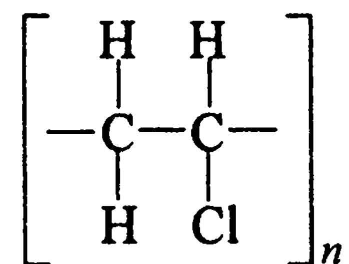
Рис. 9.10. Температурная зависимость временного сопротивления (*1*, *2*) и ударной вязкости (*3*, *4*) ориентированного (*1*, *3*) и неориентированного (*2*, *4*) стекол

Проблема повышения ударной вязкости и термостойкости органических стекол помимо их вытяжки в пластическом состоянии (ориентированные стекла) решается сополимеризацией полиметилметакрилата с другими полимерами и применением многослойных стекол (триплексов), полученных склеиванием двух листов из органического стекла с помощью бутварной пленки.

Органические стекла не подвержены действию разбавленных кислот, щелочей, углеродных топлив и смазок, растворяются в органических кислотах (уксусной, муравьиной), хлорированных углеводородах.

Органическое стекло выпускается промышленностью в виде листов толщиной 0,8—24 мм. Его используют в автомобилестроении и других отраслях техники. Из оргстекла изготавливают оптические линзы, детали светотехнических устройств.

Поливинилхлорид (ПВХ) — линейный аморфный полимер, имеющий структурную формулу



ПВХ стоек во многих средах: воде, щелочах, разбавленных кислотах, маслах, бензине. Размягчается при температуре, близкой к 70 °С.

Поливинилхлорид используют в виде винипласта и пластиката. Винипласт содержит стабилизаторы (карбонаты металлов) и представляет собой непрозрачное твердое вещество.

Винипласт хорошо поддается механической обработке, легко сваривается, склеивается различными клеями. Материал применяют для облицовки гальванических ванн и в качестве защитного покрытия металлических емкостей.

Винипласт склонен к хладотекучести, чувствителен к надрезам, отличается хрупкостью при низких температурах и низкой теплостойкостью.

Пластикаты получают, вводя в ПВХ пластификаторы — труднорастворимые органические жидкости. Пластифицированный ПВХ отличается повышенной эластичностью и морозостойкостью и более низкими электроизоляционными свойствами. Пластикат выпускается промышленностью в виде листов, лент, трубок. Его часто используют в качестве уплотнителя воздушных и гидравлических систем, изолятора проводов и защитных оболочек кабелей аккумуляторных баков.

Свойства некоторых полярных термопластов приведены в табл. 9.2.

9.2.3. Термореактивные пластмассы

Термореактивные пластмассы производят на основе термореактивных смол: фенолформальдегидных, аминоальгидных, эпоксидных, полиимидных, кремнийорганических, ненасыщенных полиэфиров. Пластмассы на основе этих смол отличаются повышенной прочностью, не склонны к ползучести и способны работать при повышенных температурах. Смолы в пластмассах являются связкой и должны обладать высокой клеящей способностью, теплостойкостью, химической стойкостью в агрессивных средах, электроизоляционными свойствами, доступной технологией переработки, малой усадкой при затвердевании.

Таблица 9.2. **Свойства полярных термопластов**

Материал	Плотность, кг/м^3	Рабочая температура, °С		Предел прочности, МПа, при		Модуль упругости при растяжении, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %	Ударная вязкость, кДж/м^2	Диэлектрическая проницаемость при частоте тока 10^6 Гц	Удельное объемное сопротивление, Ом·м	Тангенс угла диэлектрических потерь $\times 10^{-4}$ при частоте тока 10^6 Гц
		максимальная	минимальная	растяжении	изгибе						
Фторопласт-3	2090—2160	150	−195	30—45	60—80	1160—1450	20—200	20—160	2,5—2,7	$1{,}2\cdot10^{16}$	0,01
Поливинилхлорид	1350—1430	90	−10 — −40	40—120	80—120	2600—3000	5—100	80—125	3,1—3,4	10^{13}—10^{15}	0,015—0,018
Полиметилметакрилат	1200	60	−60	63—100	90—120		2,5—20	8—18	3,5—4,5	10^{11}—10^{12}	0,02—0,08
Винипласт	2090—2160	65	−10	40—60	80—120		10—50	50—100		$1{,}8\cdot10^{15}$	
Полиформальдегид	1470	130	−40 — −60	70	80—100	4200	15—30	90	3,7*	10^{12}	0,004

* При частоте тока 50 Гц.

Смолы — высокомолекулярные органические соединения, получаемые по реакциям полимеризации и поликонденсации.

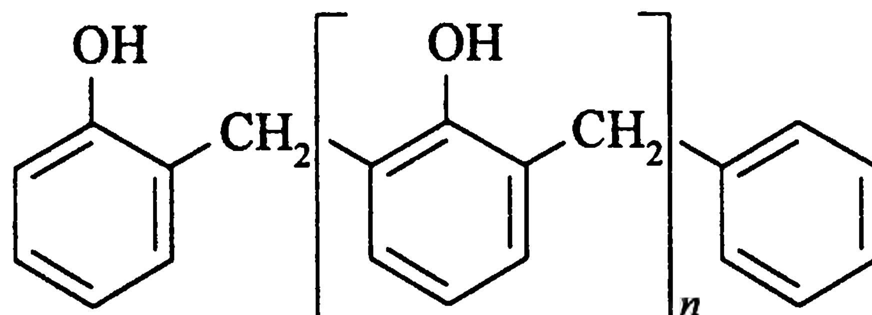
В реакции полимеризации могут участвовать два мономера и более, а получаемые вещества называют сополимерами. Введение в реакцию дополнительных веществ, помимо основного мономера, необходимо для изменения свойств полимеров в требуемом направлении. Таким образом, например, происходит образование сополимера из полистирола и каучука.

Процесс поликонденсации сопровождается отщеплением низкомолекулярных соединений (аммиак, вода, спирт и др.) в результате взаимодействия функциональных групп исходных мономеров. В результате имеет место несовпадение элементарного состава мономеров, получаемых на их основе полимеров. Поликонденсация протекает как в присутствии, так и отсутствии катализатора.

Фенолформальдегидная (бакелитовая) смола — продукт поликонденсации фенола H_5C_6—OH с формальдегидом H_2CO.

В зависимости от условий поликонденсации образуются резольные (термореактивные) или новолачные (термопластичные) смолы, способные отверждаться при последующей переработке.

Новолачные смолы получают при избытке фенола, в присутствии кислотного катализатора и последующем нагревании для удаления воды. Новолак имеет следующую структурную формулу:



Новолак — твердая, хрупкая, прозрачная смола — плавится при 100—120 °C, растворяется в этиловом спирте, ацетоне. Новолачные смолы отверждают нагревом совместно с уротропином, и отверждаются они значительно быстрее резольных. Новолаки часто применяют для изготовления пресспорошков.

Резольные смолы получают поликонденсацией фенола с избытком формальдегида в щелочной среде. Различают три формы фенолформальдегидной смолы, способных при нагреве переходить из одной стадии в другую.

Смола на стадии *А* (резол) при нагревании плавится и находится в вязкотекучем состоянии. Она хорошо растворяется в спиртах и органических растворителях.

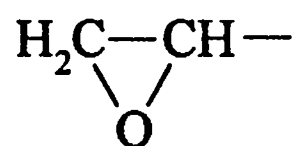
Смола на стадии *В* (резитол) образуется из резола при его нагреве до 90—100 °C и находится в вязкоэластическом состоянии. Резитол сильно набухает в органических растворителях, но не растворяется.

Смола на стадии *C* (резит) образуется при 150—160 °C. Резит при нагревании не плавится, при температурах выше 300 °C обугливается с образованием механически прочного кокса. Резит стоек к бензинам, маслам, органическим растворителям.

Переход смолы из стадии в стадию сопровождается изменением молекулярного строения, от линейной структуры молекул резола до сетчатой структуры в плоскости резитола и сетчатой пространственной резита. Переход из стадии *A* в стадию *C* практически происходит при температуре не ниже 110—140 °C, и с повышением температуры он совершается быстрее. При 160 °C переход происходит за 1—3 мин.

Резольные смолы длительное время при переработке сохраняют вязкотекучее состояние, что позволяет применять их в производстве толстостенных слоистых пластиков. Эти смолы способны отверждаться без подвода теплоты в присутствии кислот. Отверждение идет с большей скоростью, но эксплуатационные свойства полимера в этом случае невысоки. Отвержденная фенолформальдегидная смола с частой сетчато-пространственной структурой обладает повышенной хрупкостью. Смола обладает высокой адгезионной способностью ко многим наполнителям.

Эпоксидные смолы содержат в молекулах эпоксидную группу:



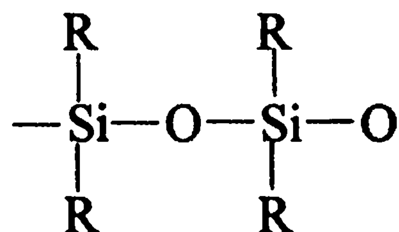
В чистом виде эпоксидные смолы — вязкие жидкости, способные длительное время сохранять свойства без изменений. Они растворяются во многих органических растворителях (ацетон, толуол и др.) и нерастворимы в воде, бензине. В присутствии отвердителей (амины, их производные, ангидриды карбоновых кислот и др.) эпоксидные смолы быстро затвердевают, приобретая сетчато-пространственное строение. Отверждение смолы — полимеризационный процесс, без выделения воды или низкомолекулярных веществ, и развивается равномерно в весьма толстом слое.

Тип отвердителя определяет условия процесса отверждения либо при комнатной температуре, либо при нагреве до 80—150 °C. Отверждение может происходить без внешнего давления, что выполнить технологически проще, а также при повышенном давлении. Свойства отвержденной эпоксидной смолы зависят от выбранного отвердителя.

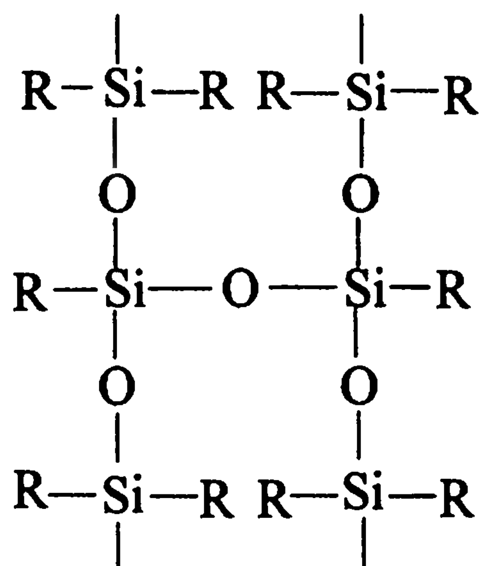
Получению монолитной массы затвердевшей эпоксидной смолы способствует сравнительно малая, всего 0,5—2%, усадка. Из-за наличия в затвердевшей смоле гидроксильной группы –OH она обнаруживает высокую адгезию ко многим материалам: стеклу, металлам, некоторым пластмассам и др.

Кремнийорганические смолы (силиконы) содержат в составе элементарного звена макромолекулы атомов углерода и кремния. По строению макромолекулы могут быть линейными, разветвленными и пространственными.

Силиконовые смолы термопластичные имеют линейное строение макромолекул



а термореактивные — пространственную структуру



где R — метил $-CH_3$, этил $-C_2H_5$, фенил $-C_6H_5$.

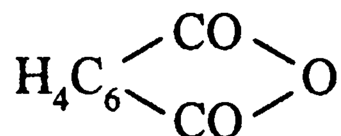
Силоксановая связь Si—O главной цепи более прочная, чем связь –C—C–, что придает более высокую нагревостойкость кремнийорганическим полимерам по сравнению с большинством органических полимеров. Без наполнителя смола способна работать при 250—300 °C, а с наполнителями (слюда, асбест, стеклянное волокно и др.) до 400—450 °C.

Недостатками силоксановых полимеров следует считать невысокую механическую прочность и пластичность при температурах выше 150 °C и низкую адгезионную способность к большинству других материалов.

Кремнийорганические полимеры широко используются в качестве связующих в производстве стеклотекстолитов, а также в производстве термостойких резин (каучук СКТ), лакокрасочных покрытий, клеев, герметиков.

Полиэфирные смолы получают поликонденсацией различных спиртов и кислот (или их ангидридов). Полиэфирные смолы, полученные из двухатомных спиртов (гликолей), содержащих в молекуле две гидроксильные группы –OH, и из двухосновных органических кислот, имеющих две карбоксильные группы –COOH в молекуле, термопластичны. Термореактивные смолы получают из трехатомных спиртов и кислот.

Глифталевые смолы (алкидные) получают поликонденсацией трехатомного спирта — глицерина $HO—CH_2—CHOH—CH_2—OH$ и фталиевого ангидрида



Отверждаются смолы в три стадии, как и фенолформальдегидные, с выделением воды. Для этого требуется более высокая температура и большее

время. Глифталевые смолы имеют повышенную теплостойкость до 150 °С. Они отличаются от бакелитовых смол повышенной эластичностью, стойкостью к старению при повышенных температурах и адгезией. Глифталевые смолы растворяются в ацетоне и спирте, стойки к действию воды и кислых сред и обнаруживают хорошие диэлектрические свойства. На основе глифталевых смол получают клеи и лаки.

9.2.4. Пластмассы с порошковыми наполнителями

Пластмассы готовят на основе фенолформальдегидных (новолачных и резольных), кремнийорганических и других смол. Другими компонентами пластмасс являются пластификаторы, красители и наполнители — древесная мука, молотый кварц, асбест, слюда, графит. Готовые изделия из пластмасс получают методом прессования.

Пресс-порошки (композиции) характеризуются изотропностью, невысоким уровнем механических свойств, низкой ударной вязкостью и удовлетворительными электроизоляционными характеристиками. Марка пресс-порошка складывается из набора букв и набора цифр. Буква К обозначает слово «композиция». Следующее за ней число — номер (марка) связующей смолы, а цифра соответствует определенному наполнителю. Так цифра 1 обозначает, что наполнителем является целлюлоза, 2 — древесная мука, 3 — слюдяная мука, 4 — плавиковый шпат, 5 — молотый кварц, 6 — асбест.

Марка К-220-21 означает, что пресс-порошок изготовлен на основе резольной смолы № 220 и наполнителей: древесной муки и целлюлозы. По назначению пресс-порошки делят на три группы:

- для изготовления слабонагруженных деталей общего назначения;
- для изготовления деталей электротехнического назначения;
- для изготовления деталей, обладающих повышенной водо- и теплостойкостью: К-18-53, К-18-42, К-214-42, повышенной ударной прочностью: ФКП-1, ФКПМ-10, повышенной химической стойкостью: К-17-36, К-18-81, К-17-81, грибостойкостью К-18-36.

Детали первой группы изготавливают на основе новолачных смол и работают в условиях небольших механических нагрузок, действия тока высокого напряжения не более 10 кВ и температуры не выше 60 °С.

Детали второй группы изготавливают на основе резольных смол, и они выдерживают действие тока напряжением не более 20 кВ при температуре не более 200 °С.

Жаростойкие, химически влагостойкие и ударопрочные пресс-порошки в качестве основы содержат новолачные смолы. У жаростойких пресс-порошков наполнителем является асбест или слюда. Химически и влагостой-

кие пресс-порошки, как правило, модифицированы поливинилхлоридом или фенолформальдегидной смолой, а в качестве наполнителя содержат древесную муку, измельченный кокс, рубленую стеклонить.

Пресс-порошки на основе кремнийорганических смол находят применение в высокочастотной и низкочастотной технике для изготовления дугостойких и электроизоляционных деталей (каркасы катушек, переключатели, штепсельные разъемы), деталей антенных устройств, работающих при 200—250 °С и кратковременно при 350—400 °С. Наполнителями в них являются асбест и стекло.

Детали из пресс-порошков получают прямым или литьевым прессованием при 15—185 °С. Свойства пластмасс с порошковыми наполнителями приведены в табл. 9.3.

9.2.5. Газонаполненные пластмассы

Газонаполненные пластмассы представляют собой гетерогенные системы, состоящие из твердой или упругоэластической фазы — связующего, газообразной фазы — наполнителя.

В зависимости от макроструктуры газонаполненные пластмассы делятся на пенопласты и поропласты. В пенопластах полимерная основа образует систему замкнутых изолированных ячеек, заполненных газом. В поропластах полимерная основа образует систему ячеек с частично разрушенными перегородками, сообщающихся между собой. Газообразная фаза в такой системе может циркулировать. Поропласты (губчатые материалы) эластичны, их объемная масса составляет 25—45 кг/м^3. Получают поропласты, вводя в состав композиций вещества, способные выкипать при нагреве или вымываться водой, что и приводит к образованию пор. Поропласты выпускают в виде блоков с пленкой на поверхности. Они отличаются высокой способностью поглощать звуки (70—80%) на технических частотах.

Пенопласты — жесткие материалы, имеют малую объемную массу от 20 до 300 кг/м^3. Замкнутая ячеистая структура придает им хорошую плавучесть и высокие теплоизоляционные свойства. Коэффициент теплопроводности низкий — от 0,003 до 0,007 Вт/(м·К).

Термопластичные пенопласты на основе полистирола, поливинилхлорида, полиэтилена и других получают их вспениванием в состоянии высокоэластической деформации, т. е. при температуре, превышающей температуру стеклования на 10—20 °С. При этом происходит некоторая ориентация макромолекул, что приводит к получению более прочных пенопластов. Их термостойкость не превышает 60 °С, так как при 70—80 °С развиваются релаксационные процессы и связанная с ними усадка пенопласта.

Таблица 9.3. **Свойства пластмасс с порошковым наполнителем**

Состав порошкового пластика		Плотность, кг/м^3	Предел прочности, МПа, при		Относительное удлинение, %	Ударная вязкость, кДж/м^2	Твердость по Бринеллю НВ, МПа	Водопоглощение, %	Маслостойкость, %	Бензостойкость, %	Диэлектрическая проницаемость, ε	Тангенс угла диэлектрических потерь, tg δ	Удельное объемное электрическое сопротивление, Ом·м
связующее	наполнитель		растяжении	изгибе									
Резольная смола	древесная мука	1400	30	60	0,3—0,7	5	300—400	0,2—0,6	0,03	0,05	6—9*	0,07—0,1*	10^{10}
	молотый кварц	1700—1850	28	45	0,6	3	300—500	0,07—0,3	0,03	0,05	7—10*	0,02—0,03	$9 \cdot 10^9$
Кремнийорганическая смола	минеральный	1600—1800	25—30	—	—	6—12	300—500	0,08	0,02	—	4**	0,01**	

* При частоте тока 50 Гц.

** При частоте тока 10^6 Гц.

Термореактивные смолы — фенолформальдегидная, эпоксидная, кремнийорганическая и другие, — быстро переходят при нагреве в вязкотекучее состояние с малой эластичностью и по мере увеличения пространственных связей быстро затвердевают, образуя пространственно сшитые макромолекулы. Формование изделий из термореактивных смол и их вспенивание выполняют на начальной стадии отверждения, когда молекулы смолы способны к вязкому течению.

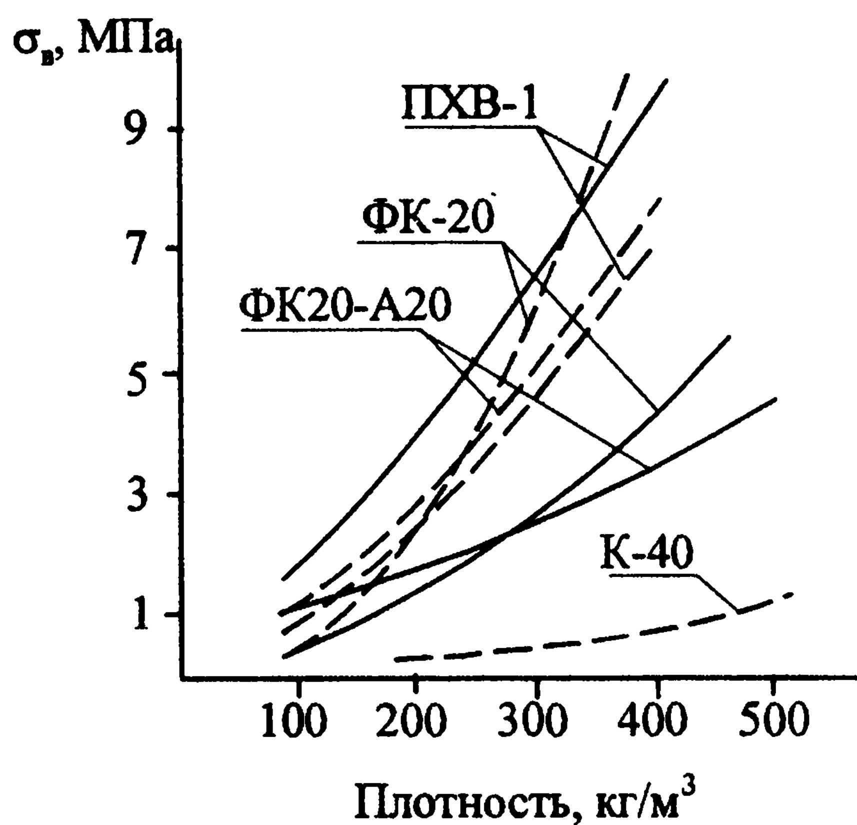


Рис. 9.11. Зависимость предела прочности при растяжении (——) и сжатии (- - -) пенопластов от их плотности

Пористая структура получается введением в состав смол газообразователей — порофоров, минеральных $(NH_4)CO_3$, $NaHCO_3$ и органических (азодинитрил диизомасляной кислоты, полиизоцианаты и др.).

Свойства пенопластов зависят от их плотности и химического состава полимерной основы (рис. 9.11).

Наиболее распространенными и прочными являются пенополистирол (ПС) и пенополивинилхлорид (ПХВ), способные работать при +60 °С. Фенолкаучуковые (ФК) пенопласты имеют рабочую температуру 120—160 °С. Наличие в их составе алюминиевой пудры (ФК-20-А-20) повышает рабочую температуру до 200—250 °С. Пенопласт К-40 на кремнийорганической основе кратковременно выдерживает температуру 300 °С. Свойства некоторых пенопластов приведены в табл. 9.4. Пенопласты нашли широкое применение в качестве теплоизоляционного материала в конструкциях холодильников, контейнеров, рефрижераторов и др. Они часто используются для заполнения внутренних полостей конструкций и тем самым повышают удельную прочность, жесткость и вибропрочность силовых элементов.

9.3. Резины

Резины — пластмассы с редкосетчатой структурой, в которых связующим выступает полимер, находящийся в высокопластическом состоянии. В резинах связующим являются каучуки натуральные (НК) или синтетические (СК). Каучукам присуща высокая пластичность, обусловленная особенностями строения их молекул. Линейные и слаборазветвленные молекулы каучуков имеют зигзагообразную или спиралевидную конфигурацию и отличаются

Таблица 9.4. **Физико-химические свойства газонаполненных пластмасс**

Марка пенопласта	Кажущаяся плотность, кг/м3	Рабочая температура, °C	Предел прочности, МПа, при		Модуль упругости при сжатии, МПа	Удельная ударная вязкость, кДж/м^2	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	Относительное удлинение при растяжении, %
			растяжении	изгибе				
ПС-1	100	±60	2,6	1,0	55	1,1	0,044	—
ПХВ-1	100	±60	2	0,9	80	1	0,036	2—3
ФК-20	200	–60 — +30	2	3	56	0,8	0,052	6—8
ФК-20-А-20	200	200—250	1,5	2,3	58	0,74	0,063	0,74
К-40	250	200—250; 300 — кратковременно	0,8	2	49,5	—	0,055	1

большой гибкостью. Чистый каучук ползет при комнатной температуре и особенно при повышенной, хорошо растворяется в органических растворителях. Такой каучук не может использоваться в готовых изделиях. Для повышения упругих и других физико-механических свойств в каучуке формируют редкосетчатую молекулярную структуру. Это осуществляют вулканизацией — путем введения в каучуки химических веществ — вулканизаторов, образующих поперечные химические связи между звеньями макромолекул каучука. В зависимости от числа возникших при вулканизации поперечных связей получают резины различной твердости — мягкие, средней твердости, твердые.

Механические свойства резины определяют по результатам испытаний на растяжение и на твердость. При вдавливании тупой иглы или стального шарика диаметром 5 мм по величине измеренной деформации оценивают твердость. При испытании на растяжение определяют прочность σ_Z (МПа), относительное удлинение в момент разрыва ε_Z (%) и остаточное относительное удлинение θ_Z (%). Величина $Z = \frac{\sigma_Z \varepsilon_Z}{100}$ — произведение упругости, характеризует прочность и эластичность.

В процессе эксплуатации под воздействием внешних факторов (свет, температура, озон, кислород, радиация и др.) резины изменяют свои свойства — стареют. Старение резин оценивают коэффициентом старения $K_{стар}$, который определяют, выдерживая стандартизованные образцы в термостате при температуре –70 °C в течение 144 ч, что соответствует естественному старению резины в течение 3 лет: $K_{стар} = \frac{Z_1}{Z_2}$, где Z_1 и Z_2 — произведение упругости резины до и после старения. Морозостойкость резины определя-

ется температурой хрупкости $t_{хр}$, при которой резина теряет эластичность и при ударной нагрузке разрушается хрупко.

Для оценки морозостойкости резин используют коэффициент $K_м$, равный отношению удлинения ($\delta_м$) образца при температуре замораживания к удлинению (δ_0) при комнатной температуре: $K_м = \frac{\delta_м}{\delta_0}$.

9.3.1. Технология приготовления резиновых смесей и формообразования деталей из резины

Резины являются сложной смесью различных ингридиентов, каждый из которых выполняет определенную роль в формировании ее свойств. Помимо основы — каучуков — в состав резин вводят: вулканизирующие вещества, ускорители вулканизации, наполнители, пластификаторы, противостарители и красители.

Вулканизирующие вещества (сера, оксиды цинка или магния, пероксиды и нитросоединения) непосредственно участвуют в образовании поперечных связей между макромолекулами. Их содержание в резинах составляет 5—7%, а в твердых резинах, например эбоните, — до 30%. В присутствии ускорителей (тиурам, каптакс, оксиды свинца) процесс вулканизации наиболее активен.

Наполнители по воздействию на каучуки подразделяют на активные и инертные. Активные наполнители (сажа, оксид кремния) повышают твердость и прочность резины и увеличивают ее сопротивление истиранию. Инертные наполнители (тальк, мел и др.) вводят в состав резин с целью их удешевления.

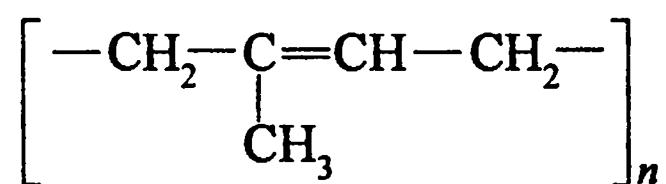
Пластификаторы (вазелин технический, парафин, стеариновая кислота, минеральные и растительные масла и т. д.), присутствуя в составе резин (8—30%), облегчают их переработку, увеличивают эластичность и морозостойкость.

Противостарители замедляют процесс старения резин, препятствуют присоединению кислорода. Присоединение кислорода происходит по месту двойных связей в каучуке. В результате макромолекулы каучука разрываются на части, укорачиваются. Это приводит к потере эластичности, охрупчиванию и появлению сетки трещин на поверхности. Противостарители различают химического и физического действия. Противостарители химического действия (альдоль, неозон), взаимодействуя с кислородом, продиффундировавшим в резину и перекисям каучука, задерживают его окисление. Противостарители физического действия (парафин, воск), образуя поверхностные пленки, затрудняют диффузию кислорода.

Красители (охра, ультрамарин) выполняют не только декоративные функции, но и задерживают световое старение, поглощая коротковолновую часть света.

Решающая роль в формировании основных свойств резин принадлежит каучукам. Натуральный каучук получают из сока (латекса), извлекаемого из стволов каучуковых деревьев. В латексе содержится 30—37% каучука, частицы которого имеют округлую форму диаметром 0,14—0,6 мкм. Каучук из латекса выделяют коагуляцией с помощью органических кислот (муравьиной или уксусной). Затем рыхлый сгусток промывают водой, раскатывают в листы и сушат. Наибольшее распространение получили сорта натурального каучука смокед шит янтарного цвета и светлого крена.

В химическом отношении чистый и натуральный каучук — непредельный углеводород состава:



где n = 1000—4000.

Натуральный каучук — мягкий эластичный материал плотностью 0,91—0,94 г/см^3. Он хорошо растворяется в органических растворителях (бензине, бензоле, хлороформе и др.). Натуральный каучук обычно находится в аморфном состоянии. При длительном хранении возможна его кристаллизация. Деформация растяжением натурального каучука вызывает его кристаллизацию. Возникновение кристаллической фазы увеличивает прочность каучука. При температуре –70 °С натуральный каучук утрачивает эластичность и становится хрупким. Нагрев натурального каучука выше 70 °С делает его пластичным, а при температуре выше 200 °С он разлагается. Резины на основе натурального каучука имеют высокую прочность и эластичность, высокие электроизоляционные свойства.

Более широкое применение в производстве резин получили синтетические каучуки, отличающиеся разнообразием свойств. Синтетические каучуки получают из спирта, нефти, попутных газов нефтедобычи, природного газа и т. д.

Бутадиеновый каучук (СКБ) получают полимеризацией газообразного углеводорода бутадиена $CH_2{=}CH{-}CH{=}CH_2$ (дивинила) в присутствии металлического натрия. Цепочка макромолекул СКБ имеет вид $...{-}CH_2{-}CH{=}CH{-}CH_2{-}...$ Это некристаллизующийся каучук, отличающийся пониженной прочностью при растяжении, растворимый в неорганических растворителях.

Морозостойкость бутадиенового каучука невысокая и находится в пределах от –40 до –50 °С. СКБ каучук чаще идет на изготовление специальных резин.

Бутадиенстирольный каучук (СКС) получают совместной полимеризацией бутадиена (C_4H_6) со стиролом ($CH_2{=}CH_6CH_5$). Свойства каучука зависят от содержания стирольных звеньев. Увеличение стирола повышает прочность, но понижает морозостойкость каучука. Промышленностью освоен выпуск нескольких марок бутадиенстирольных каучуков: СКС-10, СКС-30, СКС-50.

Каучук СКС-30 (содержит 30% стирола), наиболее универсальный и распространенный, идет на изготовление автомобильных шин, резиновых рукавов и других резиновых изделий. СКС-10 (содержит 10% стирола) отличается повышенной морозостойкостью до –77 °С. Каучуки СКС отличаются малой стойкостью к действию органических растворителей (масел и топлива). По диэлектрическим свойствам резины на основе СКС каучуков близки к резинам на основе НК.

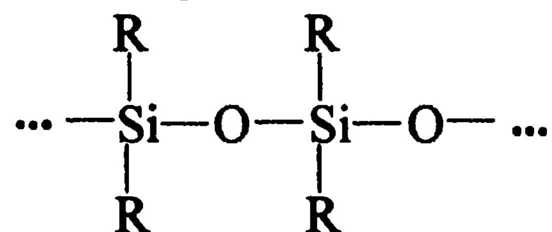
Изопреновый каучук (СКИ) получают полимеризацией изопрена (C_5H_8) в присутствии щелочных металлов (литий) или комплексных катализаторов. Этот каучук по строению, химическим и физико-механическим свойствам близок к натуральному каучуку. СКИ способен кристаллизоваться только при значительном растяжении. Промышленностью выпускаются каучуки СКИ-3 — для изготовления шин, амортизаторов; СКИ-3Д — для производства электроизоляционных резин; СКИ-3В — для вакуумной техники.

Хлоропреновый каучук (наирит) представляет собой продукт эмульсионной полимеризации хлоропрена $CH_2{-}\underset{\displaystyle Cl}{\underset{|}{C}}H{-}CH{=}CH_2$. Хлоропреновые каучуки имеют линейное строение макромолекул. Присутствие в макромолекуле каучука хлора (37%) придает ему полярность. Вследствие полярности наирит обнаруживает невысокие диэлектрические свойства, стойкость к действию масел и бензина, а также озона и других окислителей, огнестойкость. Хлоропреновые каучуки обладают высокими прочностными свойствами. Их применяют при изготовлении резин для шлангов, прокладок, защитных оболочек кабельных изделий.

Бутадиеннитрильный каучук (СКН) получают совместной полимеризацией бутадиена и нитрила акрильной кислоты. В зависимости от содержания нитрила акриловой кислоты бутадиеннитрильные каучуки разделяют на марки СКН-18, СКН-26, СКН-40. Из-за наличия сильнополярной группы (–CN) бутадиеннитрильные каучуки имеют дипольную природу и низкие электроизоляционные свойства. Они стойки в бензине и нефтяных маслах и по этим показателям превосходят наирит. По теплостойкости СКН превосходят натуральный каучук. На основе СКН производят резины для топливных и масляных шлангов, прокладок и уплотнителей мягких топливных баков.

Синтетический каучук теплостойкий (СКТ) представляет собой продукт поликонденсации циклических силоксанов. Макромолекула та-

кого каучука имеет линейное строение и содержит в основной цепи чередующиеся атомы кремния и кислорода:

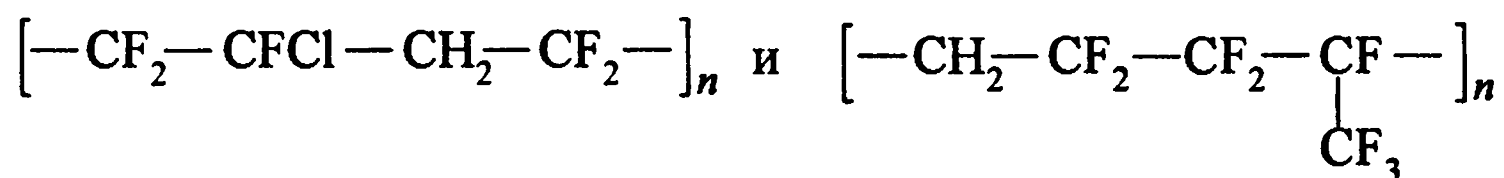


Значительная прочность (374,2 кДж) силоксановой связи (Si—O) придает этим каучукам повышенную термостойкость. Радикалами могут быть соединения CH_3 и C_6H_5. Силоксановый каучук, содержащий только метильную группу CH_3, имеет рабочую температуру от –60 до 250 °С. Замена радикала CH_3 на C_6H_5 повышает его эластичность и морозостойкость до –80 °С.

Каучуки стойки к действию озона и кислорода, растворяются в ароматических углеводородах и набухают в бензине и маслах, отличаются низкой прочностью и плохой адгезией.

На основе силоксановых каучуков производят резины, предназначенные для изоляции электрических кабелей и для герметизирующих и уплотняющих прокладок.

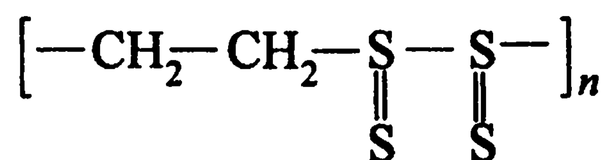
Фторсодержащие каучуки (СКФ) получают совместной полимеризацией ненасыщенных фторированных углеводородов ($CF_2{=}CFCl$, $CH_2{=}CF_2$ и др.). Фторсодержащий каучук — полностью насыщенный полимер. Промышленность выпускает фторкаучуки марок СКФ-32 и СКФ-26, химические формулы которых имеют вид



Каучуки отличаются повышенной стойкостью к тепловому старению, атмосферному воздействию, сильным окислителям, маслам, растворителям, высоким температурам (до 300 °С). Они не горят и устойчивы к действиям микроорганизмов. Вместе с тем эти каучуки обнаруживают низкую морозостойкость (–25 °С), низкую эластичность и малую стойкость в большинстве тормозных жидкостей.

Резины на фторкаучуковой основе идут на изготовление уплотнителей и герметизирующих деталей, работающих в топливах и маслах при температуре до 300 °С.

Полисульфидный каучук (тиокол) — продукт поликонденсации галогенопроизводных углеводородов с полисульфидами щелочных металлов и имеет формулу



Содержание серы в каучуке в зависимости от строения полимера достигает 40—85%. Каучук полярен. Тиокол устойчив к действию различных топлив и масел, озона, кислорода и солнечного света. Сера придает тиоколу высокую влаго- и газонепроницаемость. Механические свойства резин на основе тиокола невысокие. Резины сохраняют эластичность при температурах от –40 до –60 °С, теплостойкость не выше 70 °С, а также обладают высокой адгезией к металлам. На основе тиокола изготавливают жидкие герметики, применяемые для герметизации топливных отсеков самолетов, сборных металлических конструкций в промышленном и гражданском строительстве.

Свойства натурального и синтетического каучуков приведены в табл. 9.5.

Таблица 9.5. **Свойства натурального и синтетического каучуков, применяемых при производстве резин**

Каучук	Плотность, кг/м^3	Временное сопротивление σ_Z, МПа	Относительное удлинение при разрыве ε_Z, %	Остаточное удлинение θ_Z, %	Рабочая температура, °С	Температура хрупкости, °С	Стойкость в органических растворителях (бензин, масло)
Натуральный (НК)	910—940	25	800	20	80—130	–70	Не стойкий
Бутадиеновый (СКБ)	900—920	15	600	40	80—150	–50	»
Бутадиенстирольный (СКС)	940	18	500	15	80—130	–70	»
Изопреновый (СКИ)	910—920	25	700	18	130	–70	»
Хлоропреновый (наирит)	1200	12	650	25	100—130	–35	»
Бутадиеннитрильный (СКН)	945—986	13	400	15	100—177	–50	Стойкий
Силоксановый (СКТ)	1700—2000	2,5	200	20	250—325	–70	Не стойкий
Фторсодержащий (СКФ)	1800—1900	12—20	60—200	15	250—325	–25	Стойкий

9.3.2. Приготовление резиновых смесей и формообразование деталей из резины

Технология приготовления резиновых смесей состоит из ряда операций, выполняемых в определенной последовательности. Основные операции — подготовка ингредиентов, их смешивание и получение полуфабриката требуемой формы.

Перед смешиванием ингредиентов каучук нарезают на куски и пластифицируют путем многократного пропускания через нагретые до 40—50 °С валки. Таким образом улучшают способность каучука смешиваться с другими составляющими. При смешивании строго соблюдают не только определенные пропорции, но и последовательность смешивания ингредиентов. Первым обычно вводят в смесь противостарители, а последними —вулканизаторы (серу или оксиды цинка, магния) и ускорители вулканизации. Процесс смешивания проводят в резиносмесителях закрытого типа или на вальцовочных машинах. Полученная в результате смешивания масса подвергается каландрованию.

Каландрование резиновых смесей проводят на специальных машинах — каландрах — и получают в результате сырую резину в виде листов или лент определенной толщины. По конструкции каландры представляют трехвалковую клеть листопрокатного стана. Два валка, верхний и средний, имеют температуру 60—90 °С, а нижний — 15 °С. Резиновая масса, проходя в зазоре между верхними валками, нагревается, обволакивает средний валок и выходит через зазор между средним и нижним валками.

Листы каландрованной сырой резины (не вулканизированной) наматывают на деревянные бобины, предварительно разделив прокладочной тканью и тем самым предотвращая их слипание. В таком виде сырая резина может сохраняться при 5—20 °С до трех месяцев, а отдельные виды резин — и до шести месяцев.

9.3.3. Формообразование деталей из резины

Из сырой резины методами прессования и литья под давлением изготавливают детали требуемой формы и размеров. Каждый метод имеет только ему присущие технологические возможности и применяется для изготовления определенного вида деталей.

П р е с с о в а н и е. Детали из сырой резины формуют в специальных пресс-формах на гидравлических прессах под давлением 5—10 МПа. Заготовка укладывается в пресс-форму, если необходимо, то с армирующим материалом, и под действием давления принимает необходимую форму. В том

случае, если прессование проходило в холодном состоянии, отформованное изделие затем подвергают вулканизации. При горячем прессовании одновременно с формовкой протекает вулканизация. Методом прессования изготавливают уплотнительные кольца, муфты, клиновые ремни.

Литье под давлением — более прогрессивный метод. В этом случае форма заполняется предварительно разогретой пластичной сырой резиновой смесью под давлением 30—150 МПа.

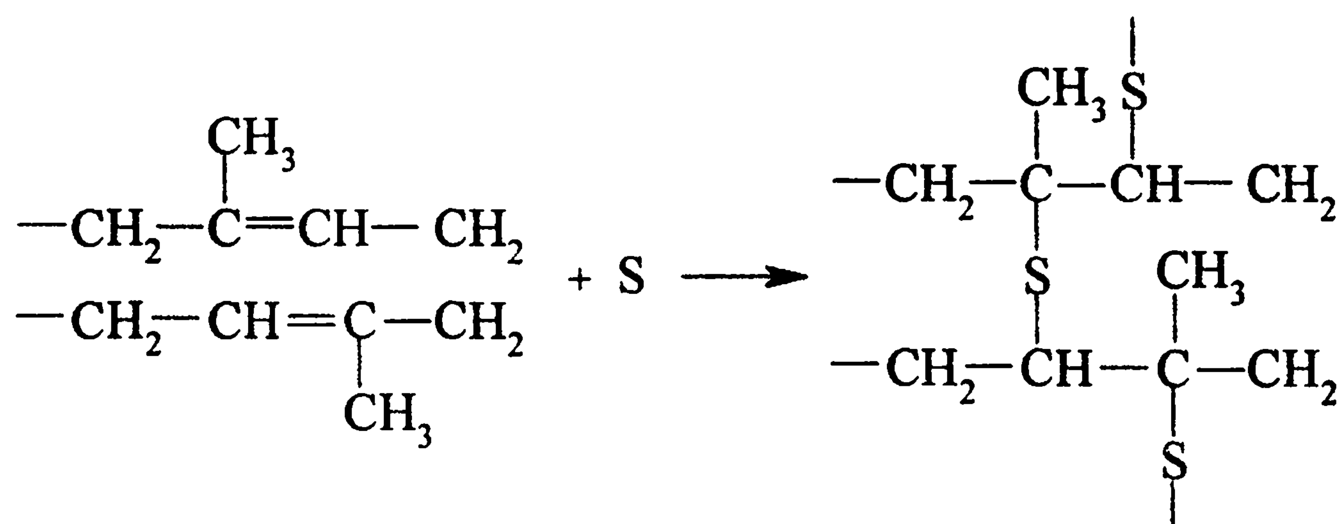
Резиновая смесь приобретает форму, соответствующую рабочей полости формы. Прочность резиновых изделий увеличивается при армировании их стенок стальной проволокой, сеткой, капроновой или стеклянной нитью.

Сложные изделия — автопокрышки, гибкие бронированные шланги и рукава — получают методом последовательной намотки на полый металлический стержень слоев резины и изолирующих и армирующих материалов (ткань, металлическая проволока). Их сборку выполняют на специальных дорновых станках.

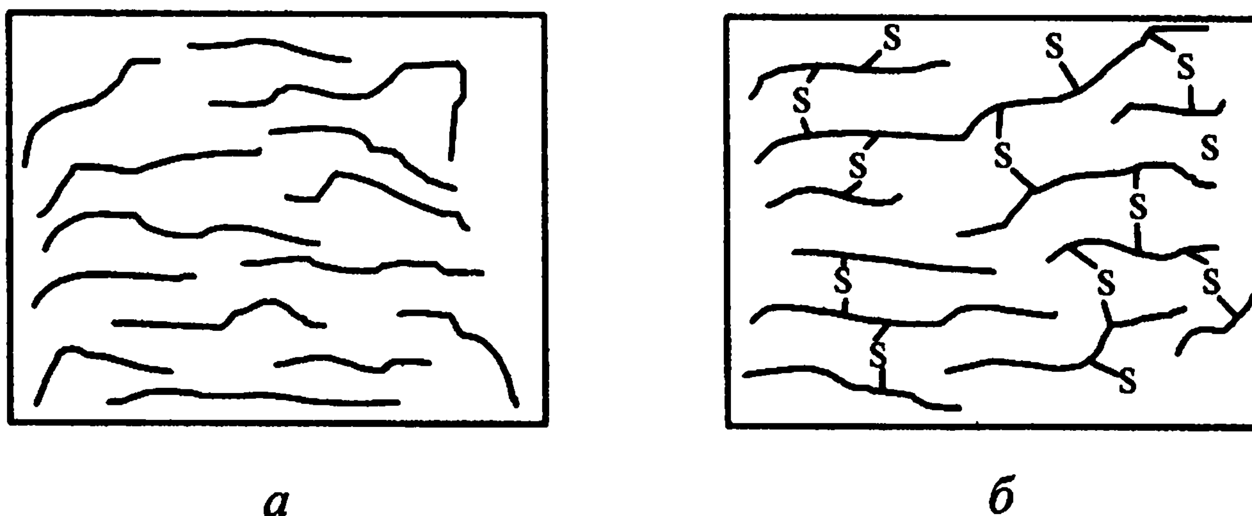
При любом методе изготовления изделия подвергают вулканизации в процессе или после их изготовления.

Вулканизация — завершающая операция технологического процесса, в результате которой формируются физико-механические свойства резины. Горячую вулканизацию проводят в котлах или вулканизационных прессах, в прессах-автоматах, на машинах и вулканизационных аппаратах непрерывного действия под давлением при строгом температурном режиме в пределах 130—150 °С. Вулканизационной средой могут быть горячий воздух, водяной пар, горячая вода, расплав соли. Основной параметр вулканизации — время — определяется составом сырой резины, температурой вулканизации, формой изделий, природой вулканизационной среды и способом нагрева.

При вулканизации имеет место химическое взаимодействие каучука с вулканизирующим веществом (серой, пероксидными или гидропероксидными соединениями) по месту двойной связи:

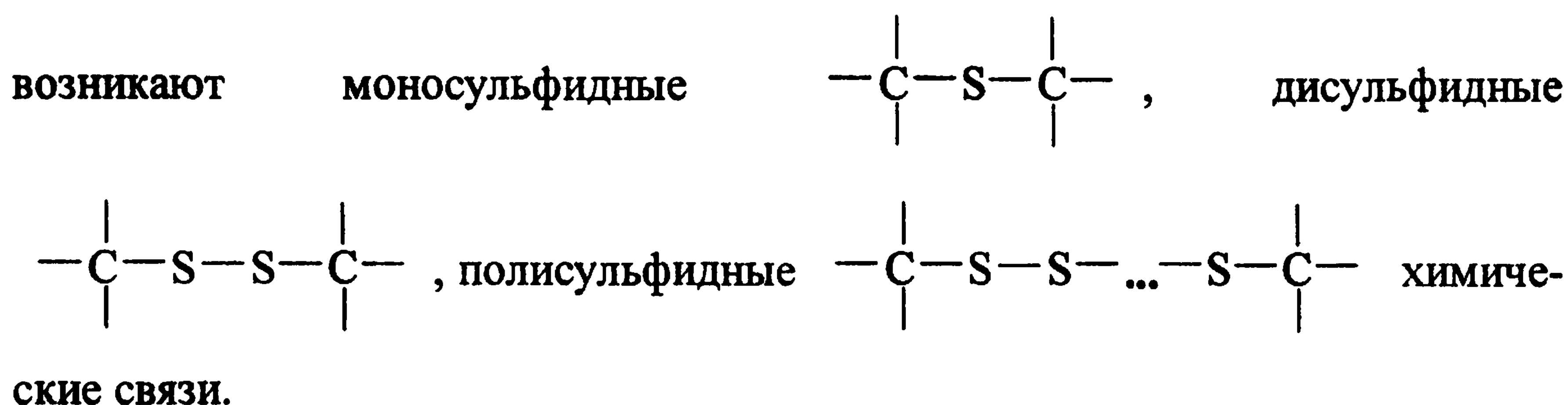


Линейная молекулярная структура каучука преобразуется в пространственную сетчатую (рис. 9.12). Между цепями каучука в присутствии серы



а *б*

Рис. 9.12. Схема строения молекул сырой (*а*) и вулканизированной (б) резины



возникают моносульфидные $-\overset{|}{\underset{|}{C}}-S-\overset{|}{\underset{|}{C}}-$, дисульфидные $-\overset{|}{\underset{|}{C}}-S-S-\overset{|}{\underset{|}{C}}-$, полисульфидные $-\overset{|}{\underset{|}{C}}-S-S-...-S-\overset{|}{\underset{|}{C}}-$ химические связи.

Вулканизацию возможно проводить при комнатной температуре. В этом случае сера отсутствует в составе сырой резины, а изделие обрабатывают в растворе или парах дихлорида серы или в атмосфере сернистого газа. Осуществлять вулканизацию можно с помощью сверхвысокочастотного или γ-излучения,

В результате вулканизации увеличиваются прочность и упругость резины, сопротивление старению, действию различных органических растворителей, изменяются электроизоляционные свойства.

9.3.4. Влияние условий эксплуатации на свойства резин

Пространственно-сетчатая структура вулканизированных резин определяет многие их свойства (табл. 9.6). Резинам свойственна большая обратимая деформация, достигающая 1000%, при сравнительно низких напряжениях. Структура резины и температура определяют скорость развития деформации под нагрузкой. Под действием приложенной нагрузки свернутые макромолекулы раскручиваются. Деформация развивается медленно и отстает по фазе от напряжения. При разгрузке резины макромолекулы принимают первоначальную зигзагообразную форму. Наблюдается остаточная деформация резины, состоящая из не успевшей восстановиться замедленной высокоэластической деформации и из деформации текучести, вызванной частичным разрывом поперечных химических связей при нагружении.

Разность работ нагружения и разгрузки количественно отражает амортизационные свойства резины (рис. 9.13). Площадь петли гистерезиса характеризует величину внутреннего трения и степень разогрева резины при циклическом нагружении (шины, муфты, амортизаторы). Число циклов нагружения, которое выдерживает резина, не разрушаясь, называется усталостной выносливостью. Часто для амортизаторов, камер, шин используют резины на основе СКИ и натурального каучука.

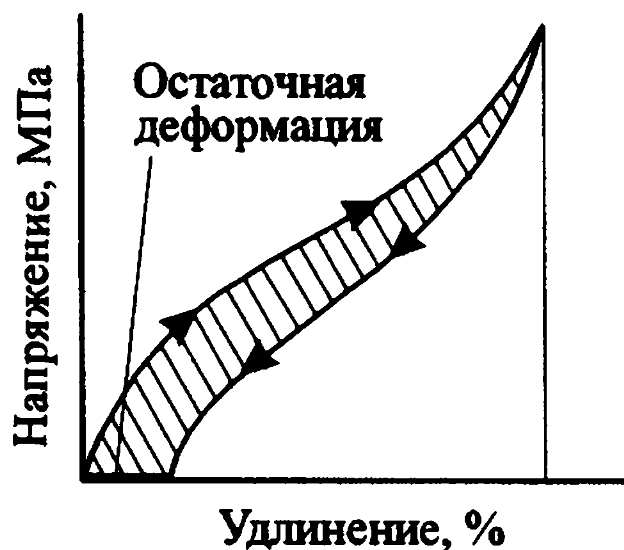


Рис. 9.13. Диаграмма деформирования резины с заданной скоростью в цикле растяжение— восстановление

Нагрев, как правило, снижает прочностные свойства резин (рис. 9.14). Термическая стабильность резин определяется прочностью химических связей в макромолекулах и их структурой. Наиболее интенсивно прочность уменьшается у резины на основе хлоропрена. Органические резины после нагрева (150 °С) в течение 1—10 ч теряют прочность.

Таблица 9.6. **Физико-механические свойства резин**

Марка резины	Каучук	Временное сопротивление σ_z, МПа	Относительное удлинение при разрыве ε_z, %	Остаточное удлинение θ_z, %	Твердость, Н/м^2	Температура хрупкости, °С	Отношение к органическим растворителям (бензин, масло, керосин)
56	НК	10	450	32	45—60	–50	Не стойкая
15-РИ-10	НК	20	600	30	0,3—0,4	–55	»
14-РИ-324	НК	17	610—630	30	0,7—1,4	–56	»
3826	СКН-26	8	320	20	1,0—1,4	–28	Стойкая
НО-68-1	Наирит + СКН	9	250	12	0,7—1,2	–55	»
В-14-1	СКН	12	14	8	1,6—1,9	–50	»
ИРП-1287	СКФ-26	12	120	10	1,2—1,9	–25	»
ИРП-1338	СКТВ	5,0	300	10	0,7—1,2	–70	»

Одновременное действие на резины температуры, озона, кислорода, нагрузки, ультрафиолетовых лучей интенсифицирует развитие процессов старения. Резины на основе СКТ способны длительное время работать при этой

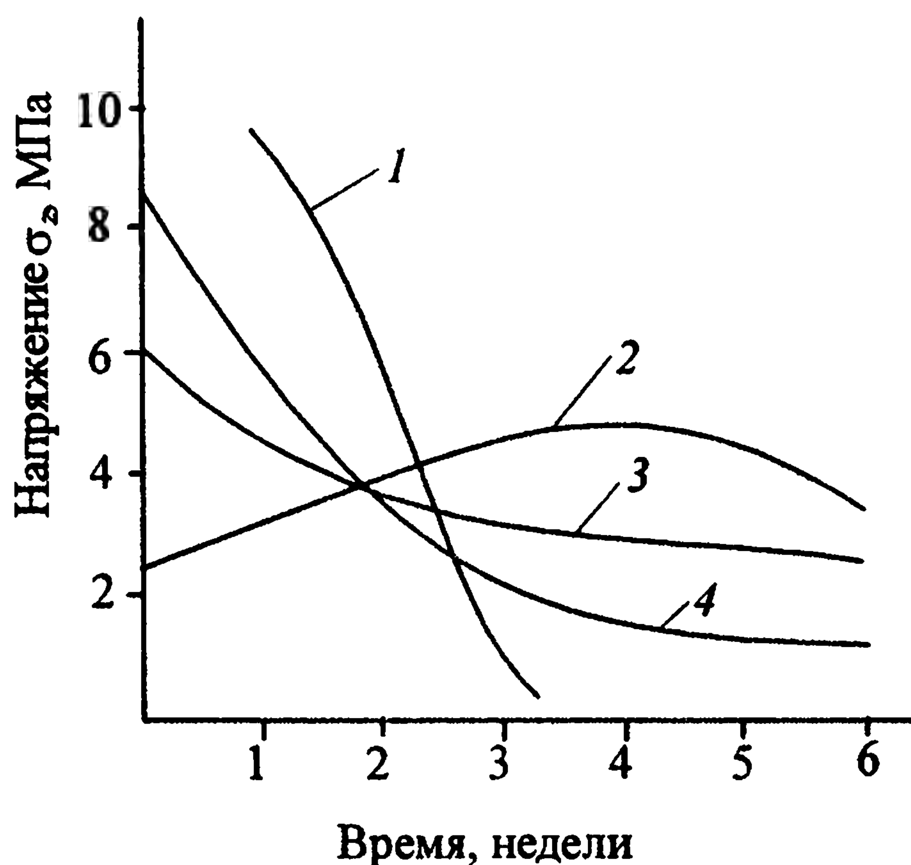


Рис. 9.14. Прочность после термического старения (t = 125 °С) резин на основе:
1 — хлоропрена, *2* — СКТ; *3* — бутилкаучука; *4* — СКН

температуре. Детали из резин на основе СКФ и СКТ — уплотнители подвижных и неподвижных соединений, прокладки, колпачки и т. п. — способны работать длительное время при температурах до 250—300 °С.

При низких отрицательных температурах резины практически полностью утрачивают высокоэластические свойства и переходят в стеклообразное состояние. Уровень потери свойств больше проявляется в условиях сдвига, чем сжатия или растяжения.

Под действием ионизирующего излучения резины стареют. Стойкость резин к радиации зависит от природы каучука, среды, состава резин (наличия антирадов). Наибольшая скорость старения под действием радиации отмечена у резин на основе СКН, СКБ, наирита и проявляется в повышении их твердости и уменьшении вязкости. Более низкая скорость старения наблюдается у резин на основе НК, СКИ-3. Скорость старения самым существенным образом зависит от мощности дозы облучения. В ядерной технике для изготовления уплотнительных деталей чаще применяют резины на основе СКИ и НК.

Контрольные вопросы

1. В чем заключаются преимущества и недостатки неметаллических материалов по сравнению с металлами?
2. Назовите особенности строения молекул полимеров.
3. Влияет ли форма макромолекул полимеров на их свойства?
4. Назовите признаки, по которым классифицируют полимеры. Приведите примеры классификации полимеров.
5. В чем состоит принципиальное отличие термопластических и термореактивных полимеров?
6. Что такое пластмассы? Их состав и свойства.
7. Приведите примеры классификации пластмасс по связующему и наполнителю.
8. Пластмассы с порошковыми наполнителями, их разновидности, свойства.
9. Газонаполненные пластмассы, их разновидности, свойства.
10. Что такое резина? Ее состав и назначение отдельных ингредиентов.
11. Сущность процесса вулканизации и его влияние на свойства резины.
12. Назовите основные виды каучуков, их состав и свойства.

Глава 10. Композиционные материалы

10.1. Принципы создания и основные типы композиционных материалов

Композиционные материалы обладают комплексом свойств, отличающихся от традиционных конструкционных материалов, что и предопределило их успешное применение для совершенствования современных и разработки принципиально новых конструкций. Композиционными называют материалы, состоящие из двух компонентов и более, объединенных различными способами в монолит и сохраняющими при этом индивидуальные особенности.

Для композиционных материалов характерна следующая совокупность признаков:

- состав, форма и распределение компонентов материала определены заранее;
- материалы состоят из двух компонентов и более различного химического состава, разделенных в материале границей;
- свойства материала определяются каждым из его компонентов, содержание которых в материале достаточно большое;
- материал обладает свойствами, отличными от свойств компонентов, взятых в отдельности;
- материал однороден в макромасштабе и неоднороден в микромасштабе;
- материал не встречается в природе, а является созданием человека.

Компоненты композиционного материала различны по геометрическому признаку. Компонент, который обладает непрерывностью по всему объему, является матрицей. Компонент же прерывный, разделенный в объеме композиционного материала, считается армирующим или упрочняющим.

В качестве матриц в композиционных материалах могут быть использованы металлы и их сплавы, а также полимеры органические и неорганические, керамические, углеродные и другие материалы. Свойства матрицы определяют технологические параметры процесса получения композиции и ее эксплуатационные характеристики: плотность, удельную прочность, рабочую температуру, сопротивление усталостному разрушению и воздействию агрессивных сред.

Армирующие или упрочняющие компоненты равномерно распределены в матрице. Они, как правило, обладают высокой прочностью, твердостью и модулем упругости и по этим показателям значительно превосходят матри-

цу. Более широким понятием, чем армирующий или упрочняющий компонент, является термин «наполнитель», поскольку наполнитель в матрице помимо изменения прочности оказывает влияние и на другие характеристики композиции.

Композиционные материалы классифицируют по геометрии наполнителя, расположению его в матрице и природе компонентов.

По геометрии наполнителя композиционные материалы подразделяют на три группы:

- с нуль-мерными наполнителями, размеры которых в трех измерениях имеют один и тот же порядок;
- с одномерными наполнителями, один из размеров которых значительно превосходит два других;
- с двухмерными наполнителями, размеры которых значительно превосходят третий.

По схеме расположения наполнителей выделяют три группы композиционных материалов:

- с одноосным (линейным) расположением наполнителя в виде волокон, нитей, нитевидных кристаллов в матрице параллельно друг другу;
- с двухосным (плоскостным) расположением армирующего наполнителя в виде волокон, матов из нитевидных кристаллов, фольги в матрице в параллельных плоскостях;
- с трехосным (объемным) расположением армирующего наполнителя и отсутствием преимущественного направления в его распределении.

По природе компонентов композиционные материалы разделяются на четыре группы:

- композиционные материалы, содержащие компонент из металлов или сплавов;
- композиционные материалы, содержащие компонент из неорганических соединений оксидов, карбидов, нитридов и др.;
- композиционные материалы, содержащие компонент из неметаллических элементов, углерода, бора и др.;
- композиционные материалы, содержащие компонент из органических соединений (эпоксидные, полиэфирные, фенольные и другие смолы).

В названную классификацию не входят полиармированные композиционные материалы, содержащие чередующиеся слои двух композиций или более, с матрицами, отличающимися химическим составом.

Свойства композиционных материалов зависят не только от физико-химических свойств компонентов, но и прочности связи между ними. Обычно компоненты для композиционного материала выбирают со свойствами, существенно отличающимися друг от друга.

Композиционные материалы по сравнению с современными конструкционными материалами обнаруживают более высокую удельную жесткость (E/ρ) и удельную прочность ($\sigma_в/\rho$) (рис. 10.1).

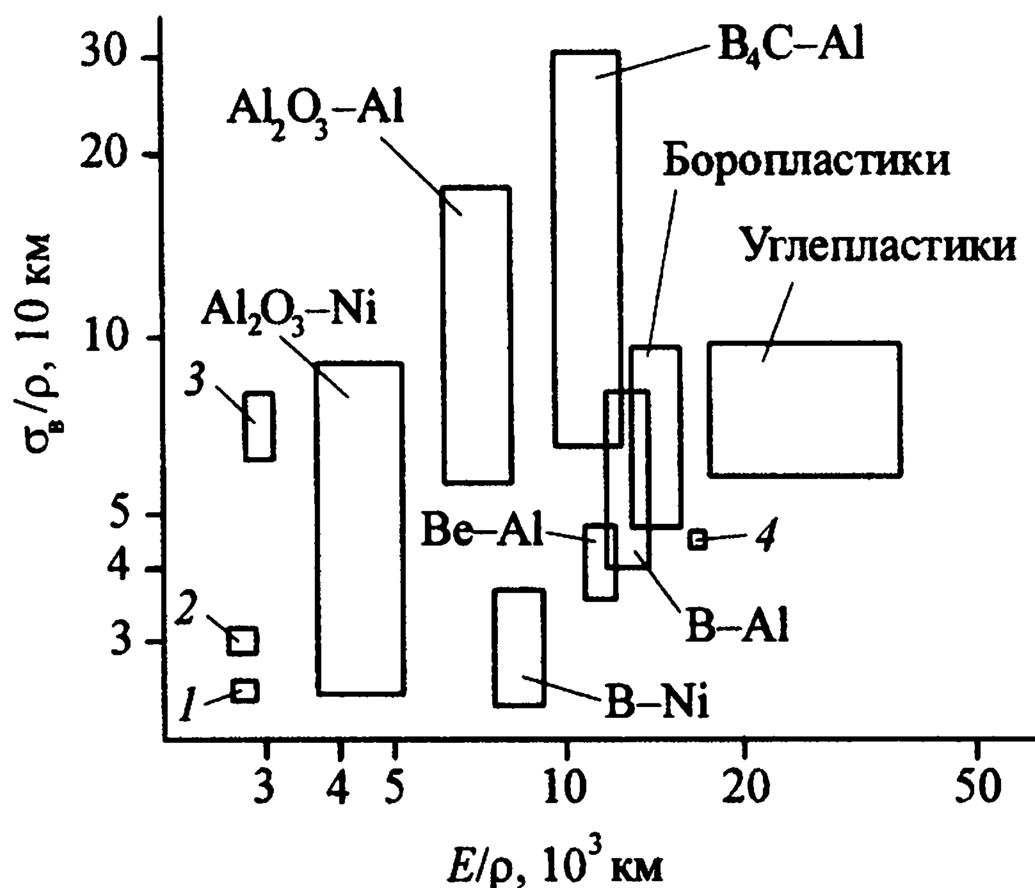


Рис. 10.1. Удельная прочность и удельный модуль упругости алюминия (*1*), стали и титана (*2*), стеклопластиков (*3*), бериллия (*4*) и некоторых композиционных материалов

Модуль упругости композиционных материалов может изменяться в требуемом направлении в зависимости от схемы армирования. Высокая надежность в работе конструкций из композиционных материалов связана с особенностями распространения в них трещин. В обычных сплавах трещина развивается быстро и скорость роста ее в период работы конструкции детали возрастает. В композиционных материалах трещина обычно возникает и развивается в матрице и встречает препятствия на границе матрица — упрочнитель. Армирующий элемент тормозит ее распространение, задерживая на некоторое время ее рост.

10.2. Композиционные материалы с нуль-мерными наполнителями

В композиционных материалах этого типа наибольшее распространение получила металлическая матрица из металла или сплава. Композиции на металлической основе упрочняются равномерно распределенными дисперсными частицами различной зернистости: микроскопические с диаметром частицы d = 0,01—0,1 мкм; мелкие с диаметром частицы d = 1—50 мкм.

Композиционные материалы с равномерным распределением частиц упрочнителя отличаются изотропностью свойств.

Получают композиции, армированные дисперсными частицами, чаще методами поршковой металлургии, включающей следующие этапы:

- получение порошковой смеси матричного металла и упрочнителя (рассев порошков на фракции, смешивание порошков в смесителях различных систем);
- прессование порошка в компактную заготовку в стальных матрицах (изостатическое прессование) с последующим спеканием.

На стадиях прессования и последующей деформационной и термической обработки в полуфабрикате формируется оптимальная, устойчивая дислокационная структура. Дисперсные частицы наполнителя способствуют образованию зерен с большой степенью неравноосности (волокнистой структуры) и задерживают протекание рекристаллизационных процессов.

В таких материалах матрица воспринимает всю нагрузку, а дисперсные частицы армирующего наполнителя препятствуют развитию пластической деформации, оказывая сопротивление движению как единичных дислокаций, так и дислокационных образований (субграниц, границ зерен). Эффективное упрочнение достигается при содержании 5—10% (об.) частиц упрочняющего вещества.

На уровень прочности композиций оказывают влияние объемное содержание частиц упрочнителя, степень дисперсности и расстояние между частицами. Сопротивление увеличивается с уменьшением расстояния между частицами согласно формуле Орована:

$$\sigma = \frac{Gb}{l},$$

где G — модуль сдвига материала матрицы; b — межатомное расстояние; l — расстояние между частицами упрочнителя.

Армирующими наполнителями чаще служат дисперсные частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов, карбидов (Al_2O_3, ThO_2, HfO_2, BN, SiC, Be_2C и др.). Эти тугоплавкие соединения имеют высокие значения модуля упругости, низкую плотность, значительную инертность в отношении материала матриц. Так, например, модуль упругости оксидов ThO_2 и Al_2O_3 равен $380{,}5 \cdot 10^3$ и $146{,}12 \cdot 10^3$ МПа, а плотность — 1,0 и 3,97 г/см^3 соответственно.

Кроме метода порошковой металлургии существуют и другие технологии получения дисперсионно-упрочненных композиционных материалов. Например, вводят частицы армирующего порошка в жидкий расплав металла или сплава . Улучшения смачивания частиц жидким металлом и равномерного распределения их в матрице достигают в этом случае ультразвуковой обработкой расплава или другими способами. Равномерное распределение упрочняющей фазы по объему композиции чаще все же достигается применением твердофазных методов.

10.2.1. Композиционные материалы с алюминиевой матрицей

Промышленное применение нашли композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные частицами Al_2O_3. Их получают методами порошковой металлургии прессования алюминиевой пудры с последующим

спеканием (САП). Частицы пудры имеют форму чешуек толщиной ≈ 1 мкм. Размеры частиц по длине и ширине мало отличаются друг от друга. Оксидная пленка на поверхности частиц имеет толщину 0,01—0,1 мкм. Уменьшение размеров частиц пудры увеличивает их общую поверхность и содержание оксидов алюминия (табл. 10.1).

Таблица 10.1. **Характеристика частиц алюминиевой пудры**

Марка пудры	Размер частицы, мкм	Содержание Al_2O_3, %
АПС-1	30—50	6—8
АПС-2	10—15	9—12

Механические свойства САП, полученных из алюминиевой пудры различных марок, представлены в табл. 10.2.

Таблица 10.2. **Механические свойства САП при 20 °С**

Марка	Содержание Al_2O_3, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	*E*, ГПа
САП-1	6—8	300	200	7—9	67
САП-2	9—12	320	230	4	71
САП-3	13—17	400	340	3	76
Д20*	—	420	300	11	69

* Д20 — в состоянии после закалки с температурой (535 ± 5) °С и последующего старения при 180 °С, 124 ч При комнатной температуре механические свойства САП ниже свойств высокопрочных алюминиевых сплавов (Д20).

Преимущества САП отчетливо проявляются при температурах выше 300 °С, при которых алюминиевые сплавы разупрочняются. Дисперсно-упрочненные сплавы сохраняют эффект упрочнения вплоть до температуры 0,8 $T_{пл}$ в результате термодинамической стабильности упрочняющих частиц. Кислород не растворяется в алюминии, и диффузионное взаимодействие между частицами Al_2O_3 через алюминиевую матрицу не происходит. Упрочняющие частицы имеют стабильные размеры и устойчивое взаимное расположение. При 500 °С деформируемые сплавы Д19, Д20 имеют прочность в пределах 1—5 МПа, в то время как, прочность САП-1 $\sigma_в$ = 80 МПа, САП-2 $\sigma_в$ = 90 МПа, САП-3 $\sigma_в$ = 120 МПа. Физические свойства САП — электропроводимость, теплопроводимость и коэффициент термического расширения — связаны линейной зависимостью с содержанием Al_2O_3, и их значения уменьшаются по мере его повышения. Тем не менее электропроводность и теплопроводимость сплава САП-3 выше, чем у стандартных алюминиевых сплавов (Д19, Д20), и составляет 70—75% от соответствующих значений технического алюминия.

Сплавы САП удовлетворительно деформируются в горячем состоянии, а сплавы САП-1 — и в холодном. САП легко обрабатываются резанием, удовлетворительно свариваются аргонодуговой и контактной сваркой.

Из САП выпускают полуфабрикаты в виде листов, профилей, труб, фольги. Детали из САП работают при 300—500 °С и чаще это лопатки компрессоров, лопатки вентиляторов и турбин, поршневые штоки. Листы из САП используют для изготовления деталей обшивок гондол и жалюзи, работающих в зоне выхлопа силовых установок.

10.2.2. Композиционные материалы с никелевой матрицей

Упрочняющим компонентом в композиционных материалах с никелевой матрицей являются токсичные частицы диоксида тория (ThO_2) или диоксида гафния (HfO_2). Эти материалы обозначаются ВДУ-1 и ВДУ-2 соответственно. В сплаве ВДУ-3 матрицей служит никелево-хромовый твердый раствор (20% хрома), а упрочнителем — диоксид гафния. Оксиды гафния и тория обнаруживают высокие значения микротвердости и прочности при сжатии (табл. 10.3), а также максимальную стабильность в матрице. Объемное содержание упрочняющей дисперсной фазы оксидов тория и гафния находится в пределах 2—3%.

Таблица 10.3. **Механические свойства оксидов ThO_2**

Микротвердость, МПа	Предел прочности при сжатии, МПа, при				
	20 °С	400 °С	600 °С	800 °С	1000 °С
9690	1372	1078	588	490	352,8

Твердость оксида HfO_2 составляет 9070 МПа и мало отличается от твердости ThO_2.

Жаропрочные свойства дисперсно-упрочненных сплавов зависят как от количества и размеров оксидных частиц, так и от размеров, формы и строения зерен и субзерен матриц, формируемых при оптимальных режимах обработки давлением и термической обработки.

Композиционные материалы ВДУ-1, ВДУ-2 и ВДУ-3 при умеренных температурах по прочности уступают жаропрочным никелевым сплавам. При комнатной температуре временное сопротивление разрыву сплавов ВДУ-1 и ВДУ-2 составляет 540—570 и 450—500 МПа соответственно, а у сплава ВДУ-3 — 800—850 МПа. Большая прочность сплава ВДУ-3 по сравнению с остальными двумя связана с легированием матрицы хромом. При высоких температурах по жаропрочности дисперсно-упрочненные сплавы превосходят стареющие деформируемые никелевые сплавы (табл. 10.4).

Таблица 10.4. **Характеристики длительной прочности сплавов ВДУ-1, ВДУ-2 и стареющего никелевого сплава**

Марка сплава	Полуфабрикат	σ_{1000}, МПа, при температуре, °С			
		900	1000	1100	1200
ВДУ-1	Пруток	140	120	100	65
ВДУ-2	Пруток	95	80	65	40
ВДУ-3	Лист	105	85	65	40
ЖС-6К	Пруток	170	70	20	—
ЭП-868	Лист	30	15	—	—

Пониженная жаропрочность сплава ВДУ-2 (а также сплава ВДУ-3) в сравнении с ВДУ-1 связана с меньшими размерами частиц оксида тория относительно частиц оксида гафния. Объемная доля частиц ThO_2 и HfO_2 в сплавах не превышает 2%.

Дисперсно-упрочненные сплавы ВДУ-1, ВДУ-2 и ВДУ-3 целесообразно применять при рабочих температурах 1100—1200 °С.

Композиционные материалы ВДУ-1 и ВДУ-2 пластичны, и полуфабрикаты этих сплавов деформируются в широком интервале температур различными методами (ковка, штамповка, осадка, глубокая вытяжка и др.). Для соединения деталей из сплавов типа ВДУ применяют высокотемпературную пайку либо диффузионную сварку, с тем чтобы избежать расплавления. В зоне расплавления происходит агломерация частиц упрочняющей фазы и, как следствие, потеря сплавами жаропрочности.

Сплавы ВДУ-2, ВДУ-3 выпускают в виде труб, прутков, листов, проволоки, фольги. Их применяют главным образом в авиационном двигателестроении. Из композиций ВДУ-2 и ВДУ-3 изготавливают сопловые лопатки, стабилизаторы пламени, камеры сгорания, а также трубопроводы и сосуды, работающие при высоких температурах в агрессивных средах.

10.3. Композиционные материалы с одномерными наполнителями

В композиционных материалах этого типа упрочнителями являются одномерные элементы в форме нитевидных кристаллов, волокон (проволоки). Волокна и другие армирующие элементы скрепляются матрицей в единый монолит. Матрица защищает упрочняющие волокна от повреждений, служит средой, передающей нагрузку на волокна, и перераспределяет напряжения в

случае разрыва отдельных волокон. Важно, чтобы прочные волокна были равномерно распределены в пластичной матрице.

На свойства волокнистой композиции помимо высокой прочности армирующих волокон и жесткости пластичной матрицы оказывает влияние прочность связи на границе матрица — волокно.

Для армирования композиционных материалов используют непрерывные дискретные волокна с размерами в поперечном сечении от долей до сотен микрометров.

10.3.1. Упрочнение волокнами

Волокно, находящееся в матрице, должно иметь более высокие значения модуля упругости, чем у матрицы ($E^в > E^м$), что является одним из условий получения композиции с высокими механическими свойствами.

Теория композиционных материалов предполагает равномерное распределение волокон по объему матрицы, их одинаковую направленность и отсутствие проскальзывания на поверхности раздела матрица — волокно вплоть до разрушения композиции. Нагрузка, таким образом, распределяется между волокнами и матрицей, а деформации композиций $\xi^к$, матрицы $\xi^м$ и волокна $\xi^в$ будут одинаковы ($\xi^к = \xi^м = \xi^в$). Прочность композиции $\sigma^к_в$ в таком случае изменяется в зависимости от объемного содержания упрочняющих волокон $V^в$ (рис. 10.2).

Малое содержание объемной доли волокна в матрице ($V^в < V_{кр}$) снижает прочность композиции. Волокна, быстро нагружаясь до предельных напряжений, разрушаются и нагрузку воспринимает только матрица, которая и определяет прочность композиции. Разупрочняющее действие волокон отмечается вплоть до $V_{кр}$, когда вначале происходит разрушение матрицы и дробление волокон. При увеличении объемного содержания доли волокон ($V^в > V_{кр}$) нагрузку воспринимают волокна, прочность которых определяет прочность всей композиции. Разрушение волокон под действием приложенной нагрузки приводит к быстрому разрушению матрицы.

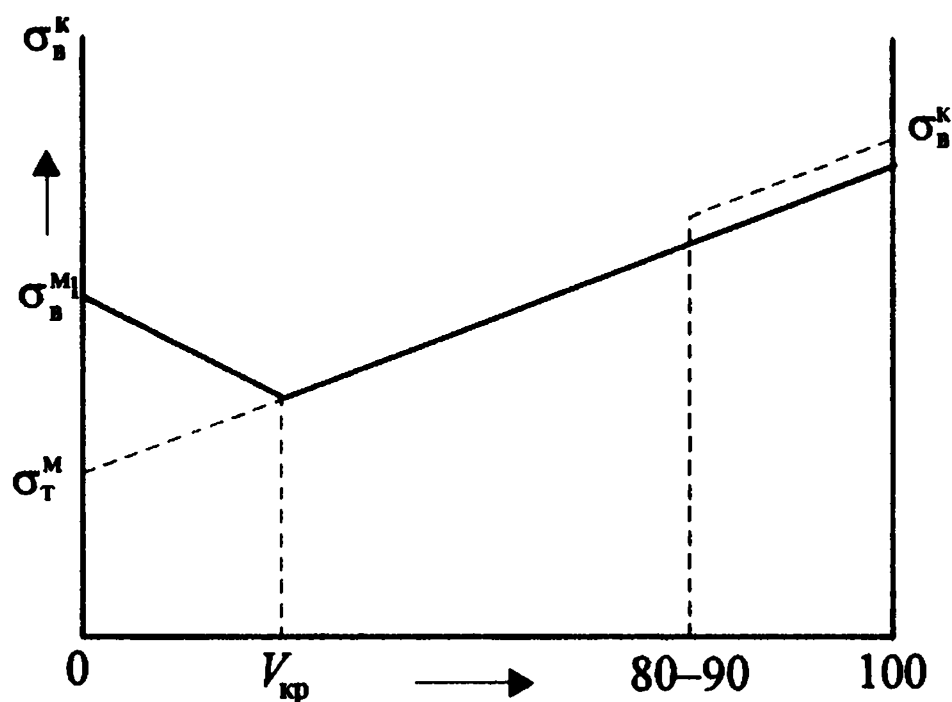


Рис. 10.2. Изменение прочности волокнистого материала в зависимости от содержания упрочнителя

Прочность композиции складывается из суммарной прочности волокон и матрицы:

$$\sigma_в^к = \sigma_в^в V^в + \sigma_в^м(1 - V^в). \qquad (10.1)$$

Аналогичным образом изменяется и модуль упругости композиции:

$$E^к = E^в V^в + E^м(1 - V^в). \qquad (10.2)$$

Прочность композиции растет до значений объемной доли волокна $V^в \approx 0{,}8 - 0{,}9$, поскольку при больших значениях $V^в$ сложно заполнить пространство между волокнами материалом матрицы, ухудшается сцепление волокна с матрицей и между ними возможно проскальзывание. Кроме того, в этом случае волокна близко расположены друг к другу, что не затрудняет распространение трещин от волокна к волокну.

Критический объем упрочняющих волокон в матрице определяют из уравнения

$$V_{кр} = \frac{\sigma_в^м - \sigma_т^м}{\sigma_в^в - \sigma_т^м}, \qquad (10.3)$$

где $\sigma_т^м$ — среднее напряжение течения матрицы в момент разрушения волокон.

Из уравнения (10.3) следует, что увеличение разницы в прочностных характеристиках волокон и матрицы уменьшает критическую объемную долю $V_{кр}$. Критическая объемная доля волокна в матрице может изменяться от 1 до 50%.

При упрочнении композиции дискретными однонаправленными волокнами матрица передает нагрузку волокнам путем пластической деформации, пропорциональной приложенному напряжению. Волокно, имея более высокий модуль упругости, чем матрица ($E^в > E^м$), ограничивает свободное удлинение матрицы, что приводит к искажению поля деформации. В зоне, при-

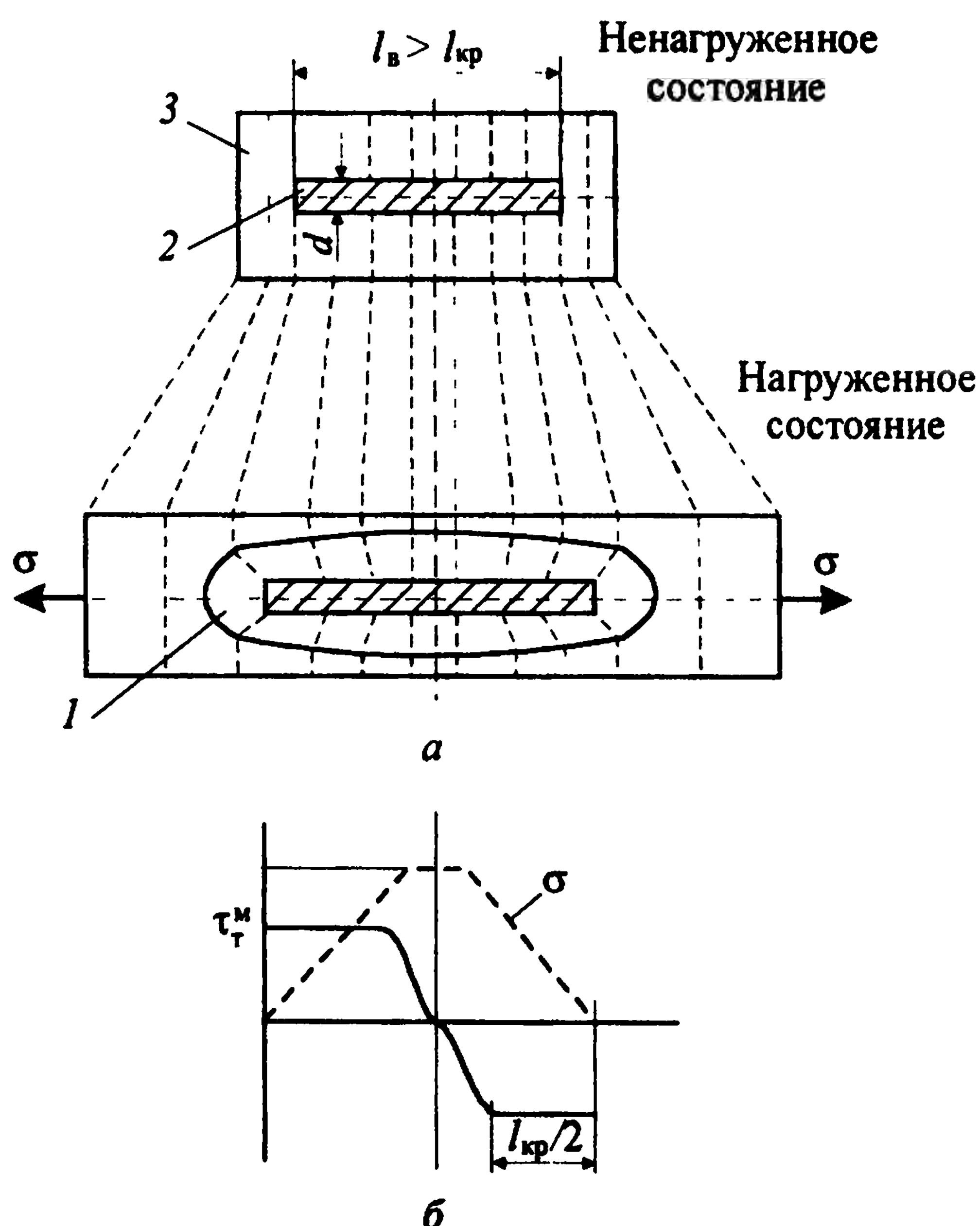


Рис. 10.3. Схема совместной деформации дискретного волокна и матрицы (*а*), эпюры распределения растягивающих напряжений σ в волокне и напряжений сдвига на поверхности раздела матрица—волокно (*б*):

1 — искаженное поле феформации; *2* — армирующее волокно; *3* — матрица

ей к волокну, удлинение матрицы равно упругому удлинению волокна 3).

и увеличении нагрузки максимальные значения напряжений сдвига ограничиваются пределом текучести матрицы $\tau_{т}^{м}$. Такого значения тангенциальное напряжение достигает на расстоянии $\frac{l_{кр}}{2}$ от конца волокна. Полное использование упрочняющего действия волокна наблюдается в том случае, если напряжения в волокне не достигнут предела прочности $\sigma_{b}^{в}$. Критическое значение длины волокна определяют из уравнения равновесия элементов волокна и матрицы:

$$1/(4\pi d^2\sigma_{b}^{в}) = 1/(2\pi d l_{кр}\tau_{т}^{м}),$$

откуда

$$\frac{l_{кр}}{d} = \frac{\sigma_{b}^{в}}{2\tau_{т}^{м}},$$

где d — диаметр армирующего волокна.

Критическая длина волокна $l_{кр}$ пропорциональна напряжению разрушения волокна $\sigma_{b}^{в}$.

Деформация композиционных материалов под нагрузкой, приложенной вдоль упрочняющих волокон, проходит в несколько стадий (рис. 10.4).

На I стадии матрица и волокно деформируются упруго. Механические характеристики $\sigma_{b}^{в}$ и $E^{к}$ определяются по формулам (10.1) и (10.2). На II стадии матрица переходит в упругопластичное состояние, а волокна деформируются упруго. Модуль упругости в том случае определяется по формуле:

$$E^{к} = E^{в}V^{в} + \left(\frac{d\sigma^{м}}{d\varepsilon^{м}}\right)V^{м},$$

где $\frac{d\sigma^{м}}{d\varepsilon^{м}}$ — скорость деформационного упрочнения матрицы.

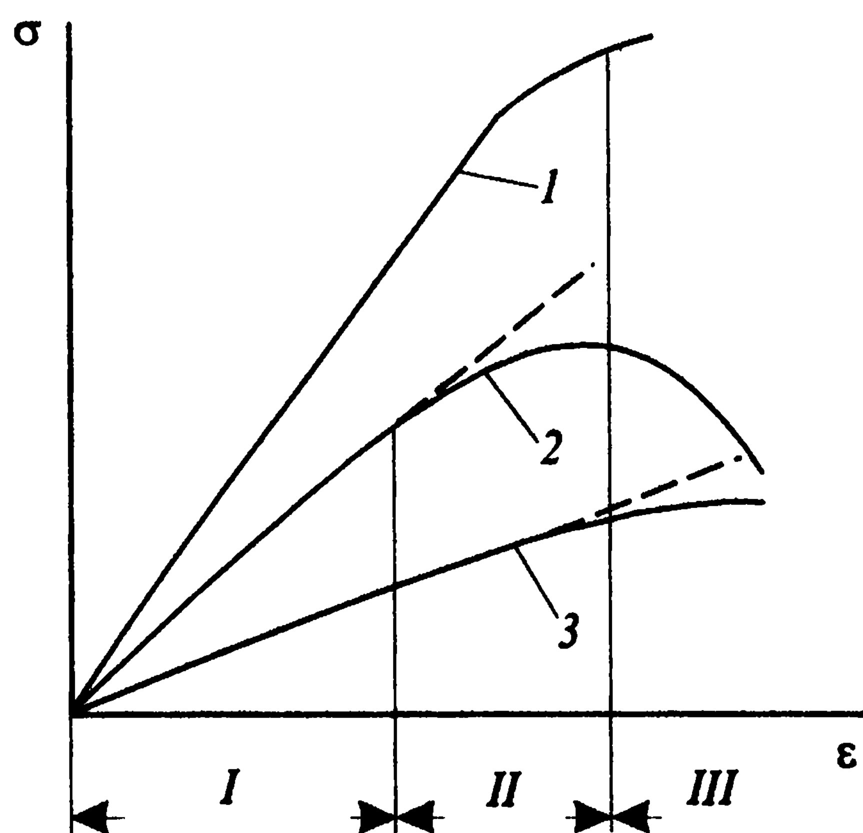


Рис. 10.4. Диаграмма растяжения волокон (*1*), матрицы (*2*) и композиции с однонаправленными волокнами (*3*)

На III стадии прочность композиции резко снижается в связи с разрушением хрупких волокон и матрицы.

Волокнистые композиции — ярко выраженный анизотропный материал, механические свойства которого самым существенным образом зависят от угла ориентации

волокон относительно действующей нагрузки (рис. 10.5). Устраняется этот недостаток только выбором материала для детали с пространственным армированием волокнами, сетками или конструированием детали из композиционного материала таким образом, чтобы нагрузки действовали вдоль упрочняющего волокна.

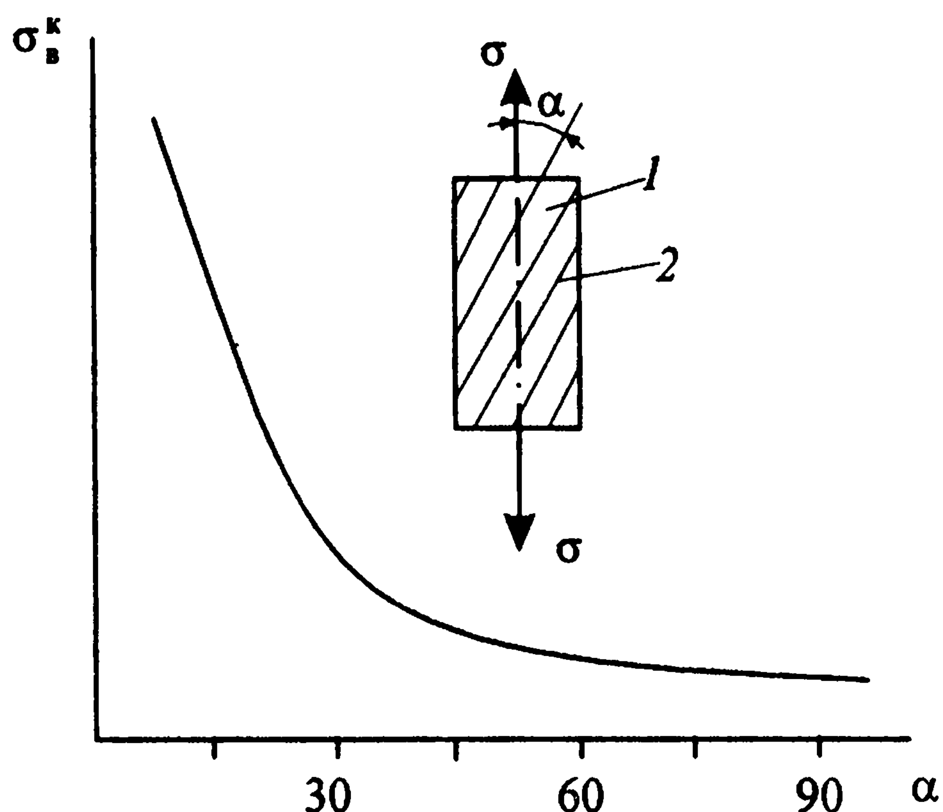


Рис. 10.5. Зависимость прочности однонаправленной композиции от угла ориентации волокон относительно действующей нагрузки:
1 — матрица; *2* — волокна

Свойства границы раздела матрица — волокно, прежде всего адгезионное взаимодействие матрицы и волокна, определяют уровень свойств композиции и их стабильность в процессе эксплуатации. Граница, обеспечивающая передачу нагрузки от матрицы на волокно, должна отличаться стабильностью свойств. Адгезионная связь должна сохраняться при воздействии напряжений, вызванных различиями в температурных коэффициентах линейного расширения матрицы и волокна.

На границе происходят диффузионные процессы, химические реакции, растворение и образование новых фаз, чаще интерметаллидов. С одной стороны, их образование увеличивает сцепление между матрицей и волокном, а с другой — понижает прочность волокна. Интерметаллиды — хрупкие фазы, способные разрушаться даже при незначительных деформациях. Обеспечить же прочное сцепление матрицы и упрочняющего волокна без взаимодействия сложно. На практике для улучшения сцепления на волокна наносят покрытия, а матрицу легируют.

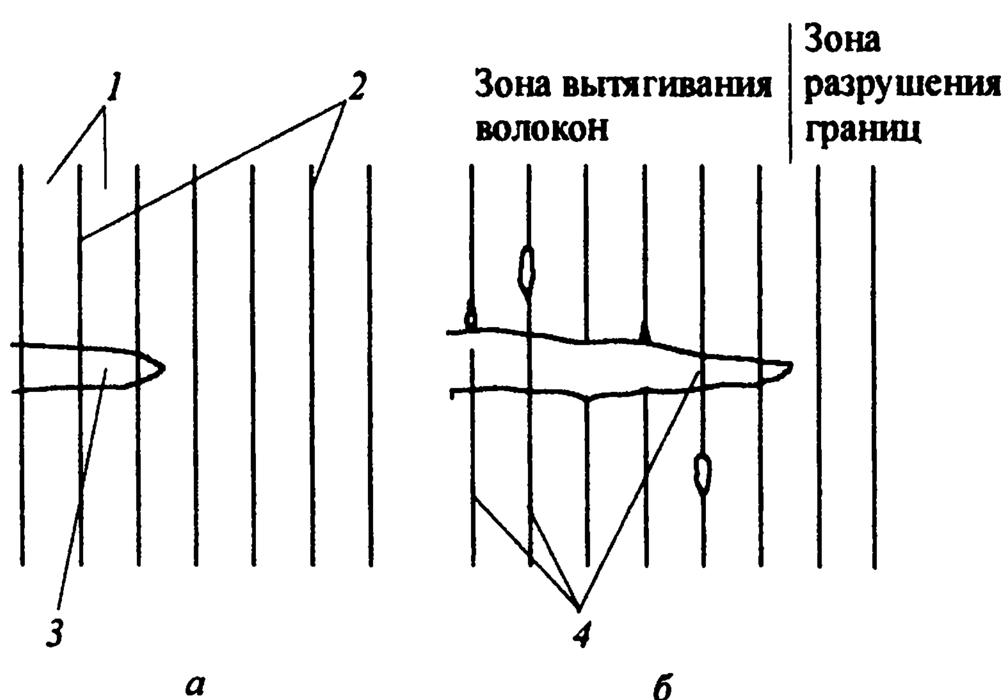


Рис. 10.6. Схематическое изображение трещины в матрице (*а*), распространяющейся в композиции перпендикулярно волокнам (*б*):
1 — матрица; *2* — волокна; *3* — трещина в матрице, *4* — волокна, вытянутые из матрицы

Большое количество поверхностей раздела (матрица — волокно) в волокнистых композиционных материалах определяет их поведение при разрушении. Трещина, образовавшаяся в матрице, при своем распространении через сечение многократно задерживается на границе матрица —

волокно. Распространение трещины сопровождается разрушением границы раздела и вытягиванием волокон из матрицы (рис. 10.6). Сопротивление распространению трещин при вытягивании волокон из матрицы возникает в виде сил трения между волокном и матрицей, а при разрушении границ — в разрыве связей между ними. Энергетические затраты на вытягивание волокон, разрыв связей между волокнами и матрицей существенно повышают сопротивление разрушению волокнистых композиционных материалов по сравнению с однородными.

В композиции, состоящей из хрупкой матрицы и хрупкого волокна, вязкость разрушения обеспечивается при реализации механизма разрушения путем вытягивания волокон, причем волокна должны быть выбраны соответствующей длины $l^{в} \sim l_{кр}$ и диаметра $d = d_{в}$ (см. рис. 10.4). В композиционных материалах с хрупкой матрицей и эластичными волокнами вязкость разрушения повышают за счет увеличения диаметра непрерывных волокон, их прочности и объемного содержания. В таких материалах существен не только процесс вытягивания волокон, но и процесс разрушения самих волокон. При высокой прочности границы раздела волокно разрушается по достижении предельной деформации, определяемой раскрытием трещины. Сопротивление разрушению может быть повышено снижением прочности связи между волокнами и матрицей. В этом случае прочность композиции на сдвиг и растяжение в направлении, перпендикулярном волокнам, снижается. Вязкость разрушения такой композиции повышается при упрочнении дисперсными волокнами ($l < l_{кр}$), вытягивающимися из матрицы.

Вязкость разрушения композиции с пластичной матрицей и хрупким упрочняющим волокном повышается с увеличением диаметра волокон и их объемного содержания, а также с повышением пластичности и прочности матрицы.

Дж. Гордон и Дж. Кук изучали влияние прочности связи волокна с матрицей на характер распространения трещин в композиционном материале. Они показали, что впереди острия трещины наряду с растягивающими напряжениями (σ_z) действуют поперечные напряжения (σ_x). При определенном соотношении между ними под действием напряжения σ_x возможно расслоение или разрушение границы волокна с матрицей. Трещина в этом случае распространяется не через волокно, а отводится в направлении, перпендикулярном оси волокна (рис. 10.7). Таким образом, рост трещины тормозится в главном направлении и одна большая трещина, способная разрушить материал, в композиции преобразуется во множество мелких ответвленных трещин. Структурные особенности композиционных материалов и связанный с этим прерывистый характер распространения трещины определяют их существенное отличие в характере усталостного разрушения от наблюдаемого в металлах и сплавах. В композиционных материалах критическая длинна де-

фекта (трещины) в связи с периодическими остановками ее на расслоениях по границе волокна с матрицей, особенностями разрушения матрицы, дроблением волокон больше, чем в металлах и сплавах.

При одинаковых условиях испытаний время и число циклов до разрушения у композиционных материалов больше, чем у металлов и сплавов.

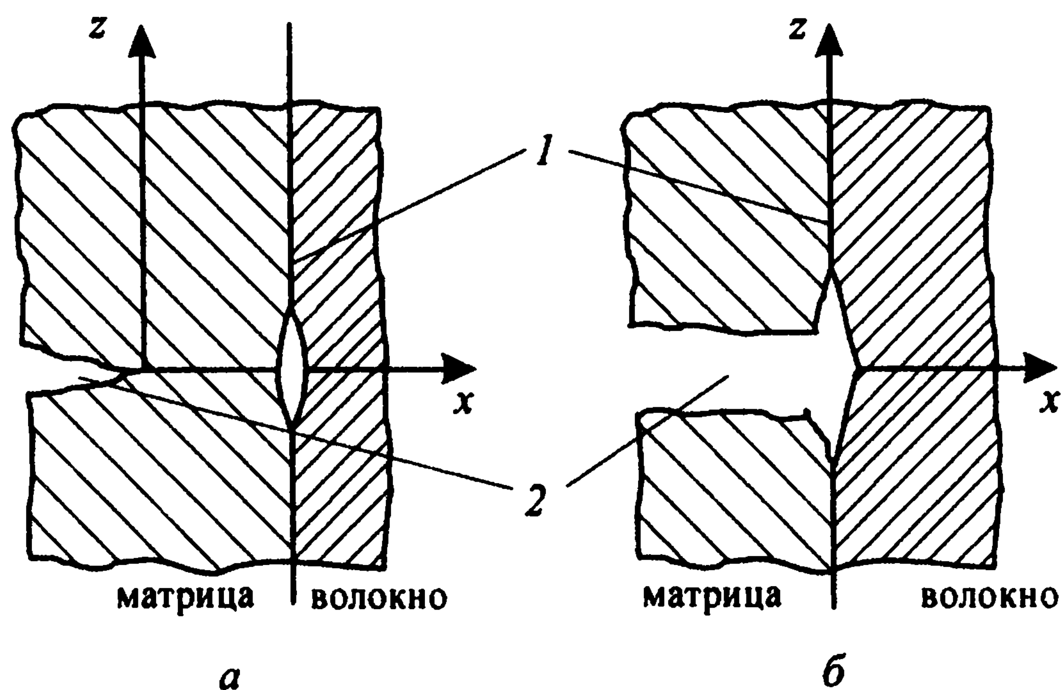


Рис. 10.7. Схема расслоения границы матрица—волокно в композиционном материале:
1 — граница раздела; *2* — трещина

10.3.2. Армирующие материалы и их свойства

Для упрочения композиционных материалов используют высокопрочную проволоку из стали, молибдена, вольфрама и других металлов и их сплавов; волокна из бора, углерода, стекла, а также монокристаллы из оксидов, нитридов алюминия и кремния и других соединений.

В табл. 10.5 приведены свойства проволок, волокон и нитевидных кристаллов для армирования композиционных материалов.

Проволоки — наиболее экономичный и доступный армирующий материал. Стальные и бериллиевые проволоки используют в композиционных материалах, эксплуатируемых при низких и умеренных температурах, а вольфрамовые и молибденовые — при умеренных и высоких.

В настоящее время для упрочнения композиционных материалов применяют проволочные волокна из сталей аустенитного, аустенитно-мартенситного и мартенситного классов.

Волочение проволок из сталей аустенитного класса (Х18Н9, Х18Н10Т и др.) проводят с обжатиями более 92%, что резко увеличивает их прочность и значительно снижает пластичность. Такие повышенные обжатия в процессе изготовления проволок с аустенитной структурой выполняют при окончательном волочении. При производстве проволок с мартенситной структурой величина единичных обжатий обычно ниже и определяется температурой в зоне деформации. Заданная температура и соответствующая степень пластической деформации обеспечивают протекание и завершение $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения в процессе волочения на окончательный размер. Для интенсификации процесса превращения нестабильного аустенита в мартенсит заготовки охлаждают до отрицательных температур.

Таблица 10.5. **Свойства волокон, проволоки и нитевидных кристаллов для армирования композиционных материалов**

Материал	Температура расплавления, °C	Плотность, г/м^3	Модуль упругости, МПа·10^{-3}	Предел прочности, МПа·10^{-3}	Удельная прочность, км	Удельная жесткость, км·10^{-3}
Волокно:						
борное	2040	2,63	380—420	2,5—3,5	95—133	14,4—15,9
углеродное	3000	1,7	196—296	1,96—2,96	117—176	11,7—17,4
оксид алюминия	2054	3,96	500	2,1—2,6	52—65	12,6
Проволока:						
бериллиевая	1284	1,8	290	1,0—1,3	55—65	15,76
вольфрамовая	3400	19,3	400	4,2	21	2,07
стальная	1300	7,8	200	3,6—4,0	45—51	2,56
Нитевидные кристаллы:						
нитрид алюминия	2400	3,3	380	15	455	11,5
карбид кремния	2650	3,21	580	37	1150	18
нитрид кремния	1900	3,18	495	15	472	15,6

Прочность проволоки с мартенситной структурой превышает прочность проволок с аустенитной структурой на 40—50%.

Из сталей 30Х13, Х17Н2, 13Х14Н3ФА мартенситного класса получают высокопрочные проволоки закалкой с температур 950—1000 °С в воду или масло и отпуском. Так, проволока из стали 30Х13 после закалки и отпуска при 200 °С имеет прочность 2000 МПа.

Разупрочнение проволок из сталей аустенитного и мартенситного классов происходит после выдержки при 380—400 °С.

Сталь аустенитно-мартенситного класса 20Х15Н5АМ3 сохраняет прочностные свойства до 480—500 °С. Эта сталь упрочняется в большей степени после холодного волочения с суммарным обжатием (80%) и промежуточными отжигами при 450 °С , чем стали аустенитного класса. После такой обработки проволока из стали 20Х15Н5АМ3 имеет прочность до 3200 МПа.

Прочность проволок зависит от диаметра и возрастает с его уменьшением.

Проволоки из вольфрама и молибдена. Высокопрочные проволоки из вольфрама и молибдена и их сплавов изготавливают в основном методами порошковой металлургии с последующим волочением. В качестве присадок, обеспечивающих требуемый уровень прочностных свойств, при производстве вольфрамовых проволок используют оксиды ThO_2, SiO_2, La_2O_3 и др. Волочению подвергают штабики диаметром 2,75 мм, полученные прессованием в стальных формах при давлении 4—6 тс/см^2 на гидравлических прессах и последующего спекания при температурах до 3000 °С. Температура волочения на начальных стадиях деформирования составляет 1000 °С и постепенно снижается до 400—600 °С на заключительных стадиях. В процессе изготовления вольфрамовую проволоку подвергают нескольким промежуточным отжигам. Первый проводят при 800 °С в газовой печи при диаметре проволоки 0,5 мм, с тем чтобы придать поверхности некоторую шероховатость и увеличить смачиваемость ее смазкой. Последующие промежуточные отжиги проводят при 600—750 °С с одновременным волочением проволоки через фильеры с диаметром 0,3; 0,12 и 0,05 мм.

Свойства вольфрамовых проволок диаметром 0,5 мм различных марок при температурах 1000 — 1200 °С приведены в табл. 10.6.

Таблица 10.6. **Свойства вольфрамовых проволок диаметром 0,5 мм марок ВА (W с присадками SiO_2 и Al), ВТ-15 (W с присадками 2% ThO_2), ВР-20 (сплав W с 20% Re)**

Марка проволоки	Температура, °С	Прочность, МПа	Длительная прочность за 100 ч, МПа	Предел ползучести для $\varepsilon \cdot 10^{-5}$ ч$^{-1}$, МПа
ВА	900	1320	630	760
	1000	1130	480	630
	1100	—	350	470
	1200	740	330	380
ВТ-15	900	—	—	—
	1000	1200	660	830
	1100	1090	440	600
	1200	850	410	520
ВР-20	900	2670	1170	1950
	1000	2140	1060	1300
	1100	1990	420	690
	1200	1390	240	350

Проволока из вольфрамо-рениевого сплава до 1100 °С имеет более высокую длительную прочность. Однако при 1200 °С длительная прочность

проволоки ВТ-15 , содержащей добавку диоксида тория, превосходит длительную прочность проволоки ВР-20. Диоксид тория стабилизирует структуру вольфрама и повышает температуру рекристаллизации. Высокие прочностные свойства проволок из вольфрама, молибдена, тантала сохраняются до 1200—1500 °С.

Молибденовую проволоку получают по такой же технологии, как и вольфрамовую. Молибден, отличающийся от вольфрама повышенной пластичностью, обрабатывают при более низких температурах (на 100—200 °С), чем вольфрам. Так, молибден без присадок может деформироваться с диаметра 0,3 до 0,02 мм без нагрева.

Вольфрамовую и молибденовую проволоку целесообразно применять для армирования жаропрочных композиционных материалов.

Бериллиевая проволока. Бериллий обладает малой плотностью (1850 кг/м^3) и в сочетании с большой прочностью и модулем упругости Юнга обеспечивает наиболее высокие значения удельных характеристик — прочности и жесткости.

Волочение бериллиевой проволоки ведут с подогревом до 400—480 °С. При этих температурах пластичность бериллия высокая и близка к пластичности малоуглеродистых сталей. Волочение бериллия осуществляют в металлической оболочке из пластичного металла, например никеля. После волочения оболочку удаляют стравливанием покрытия и выполняют сглаживание поверхности проволоки электрохимической полировкой. В качестве оболочки может использоваться и материал матрицы композиции, что исключает операции электрохимического травления и полирования.

Так, бериллиевая проволока диаметром 1,8 мм имеет при растяжении $\sigma_в$ = 1129 МПа, модуль упругости $E = 320 \cdot 10^3$ МПа, что соответствует удельным прочности (60 км) и жесткости (17300 км).

В сильнодеформированном состоянии бериллиевая проволока имеет высокую температуру рекристаллизации (700 °С). К недостаткам, препятствующим использованию бериллиевой проволоки в композиционных материалах, относят его низкую пластичность (δ = 1—2 %) и высокую токсичность.

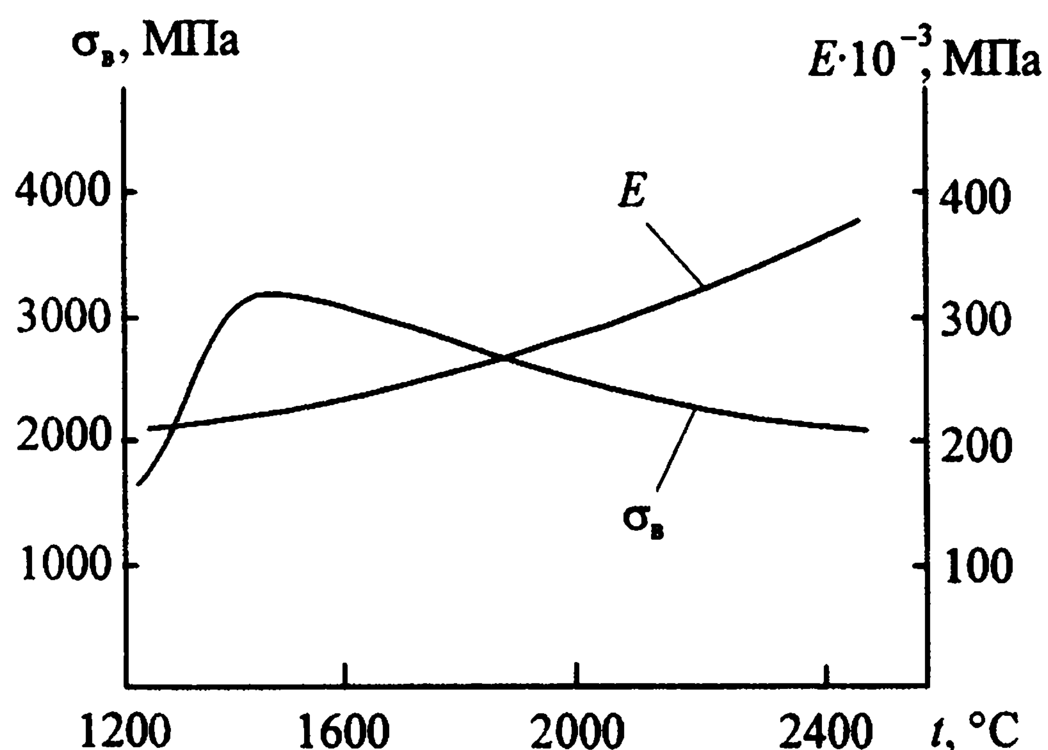


Рис. 10.8. Влияние температуры графитизации на свойства углеродных волокон

Бериллиевую проволоку чаще применяют для упрочнения матриц с малой плотностью — алюминиевой, магниевой или титановой.

Углеродные волокна. Углеродные волокна получают из полиакрилнитрильного (ПАН) гидроцеллюлозного волокна или из волокон на основе нефтяных смол или пеков. Технологический процесс получения углеродных волокон основан на термическом разложении органических исходных волокон в контролируемых атмосферах.

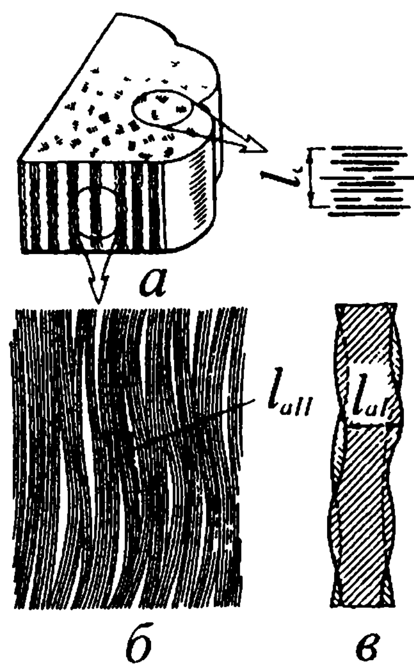


Рис. 10.9. Схема строения углеродного волокна: *а* — общий вид, *б* — продольное сечение фибриллы, *в* — поперечное сечение микрофибриллы, l_a и l_c — поперечные размеры микрофибрилл

Процесс производства углеродного волокна из полиакрилнитрильного волокна сводится к последовательному проведению операций окисления, карбонизации и графитизации. Окисление ПАН-волокон осуществляют при 200—300 °С, и на этой стадии переработки создаются условия для формирования оптимальной структуры углерода. Карбонизация проходит при температурах выше 900 °С в атмосфере водорода, и на этой стадии исходному волокну придается огнестойкость. При температуре обработки выше 2500 °С формируется структура углеродного волокна.

Обработка проводится в вакууме или инертной среде — азоте, аргоне или гелии. Конечная температура обработки существенным образом влияет на свойства углеродных волокон. Изменяя температуру графитизации, можно управлять свойствами волокна (рис. 10.8).

Структура углеродного волокна (рис. 10.9) состоит из системы лентообразных слоев конденсированного углерода с гексагональной структурой, называемых микрофибриллами. Группы одинаково ориентированных микрофибрилл, разделенных узкими порами, образуют фибриллы. Размеры поперечного сечения фибрилл колеблются в широких пределах от сотен до тысяч ангстрем. Взаимное расположение фибрилл, степень их ориентации зависят от исходного сырья: степени вытяжки волокон, состава макромолекул, технологии получения волокон. В результате углеродные волокна, полученные из разных исходных материалов, обнаруживают разный характер соотношения между прочностью и жесткостью (рис. 10.10) и раз-

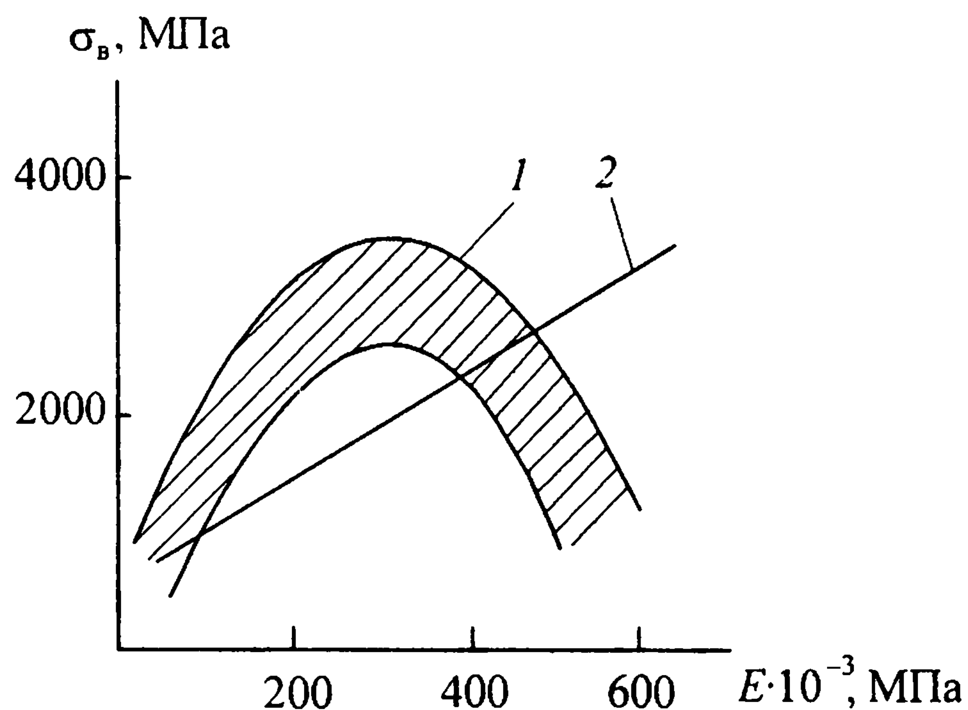


Рис. 10.10. Связь между временным сопротивлением и модулем упругости углеродных волокон, полученных из полиакрилнитрила (*1*), вискозы (*2*)

ные прочностные свойства. Прочность углеродных волокон также зависит от наличия дефектов — пустот, трещин — и значительно снижается с увеличением размеров дефектов.

В настоящее время освоено производство нескольких типов углеродных волокон,отличающихся уровнем механических свойств:

- высокопрочные волокна $\sigma_в$ = 2500—3200 МПа; E = (180—220)$\cdot 10^3$ МПа;
- высокомодульные волокна $\sigma_в$ = 1400—2200 МПа; E = (350—550)$\cdot 10^3$ МПа.

Промышленностью выпускаются углеродные волокна в виде крученого или некрученого жгута с диаметром волокон ~7 мкм и числом волокон в жгуте от 1000 до 160 000. Из углеродных волокон делают ленты различной ширины.

К недостаткам углеродных волокон следует отнести их склонность к окислению на воздухе, химическую активность при взаимодействии с металлическими матрицами, слабую адгезию с полимерными матрицами. Улучшения совместимости волокон с металлическими матрицами и защищенности их от окисления добиваются нанесением на углеродные волокна металлических и керамических покрытий.

Б о р н ы е   в о л о к н а. Борные волокна получают осаждением бора из газовой фазы ($BCl_2 + H_2$) при 1100—1200 °С на предварительно нагретую и очищенную вольфрамовую проволоку диаметром 12 мкм. В результате осаждения образуется сердцевина из боридов вольфрама (WB, W_2B_5, WB_4) диаметром 15—17 мкм, вокруг которой располагается слой поликристаллического бора. Диаметр полученного таким образом волокна бора — в пределах от 70 до 200 мкм.

Прочность сердцевины значительно ниже прочности волокна в целом. В сердцевине возникают напряжения сжатия, в пределах же зоны бора, прилегающей к сердцевине, — растягивающие напряжения. Наличие растягивающих напряжений является причиной радиальных трещин в борных волокнах.

Прочность борных волокон определяется поверхностными и объемными дефектами, а также дефектами на поверхности раздела сердцевина—оболочка. Чаще поверхностные дефекты возникают в борных волокнах с грубой поверхностью, содержащей наросты, неровности и трещины. Поверхностные дефекты устраняют травлением, что ведет к увеличению прочности борного волокна.

Объемными дефектами являются включения крупных кристаллов бора, образующихся при повышенных температурах (1200—1300 °С) в зоне осаждения, и других примесей. Полностью исключить появление поверхностных и объемных дефектов невозможно. Уменьшить их влияние можно, совершенствуя технологический процесс получения волокон бора.

Волокна бора обладают ценным сочетанием свойств: низкой плотностью (2600 кг/м^3), достаточно высокой прочностью ($\sigma_в$ = 3500 МПа при модуле Юнга 420 000 МПа) и температуре плавления 2300 °С. Борное волокно интенсивно окисляется на воздухе при 400 °С, а при температурах выше

500 °C интенсивно взаимодействует с алюминиевой матрицей. Повышают жаростойкость и предотвращают взаимодействие борного волокна с алюминиевой матрицей, нанося на их поверхность покрытия из карбида кремния толщиной 3—5 мкм. Волокна бора, покрытые карбидом кремния, получили название борсик. При повышенных температурах на воздухе прочность волокон борсика и карбида кремния значительно выше прочности волокон бора (рис. 10.11).

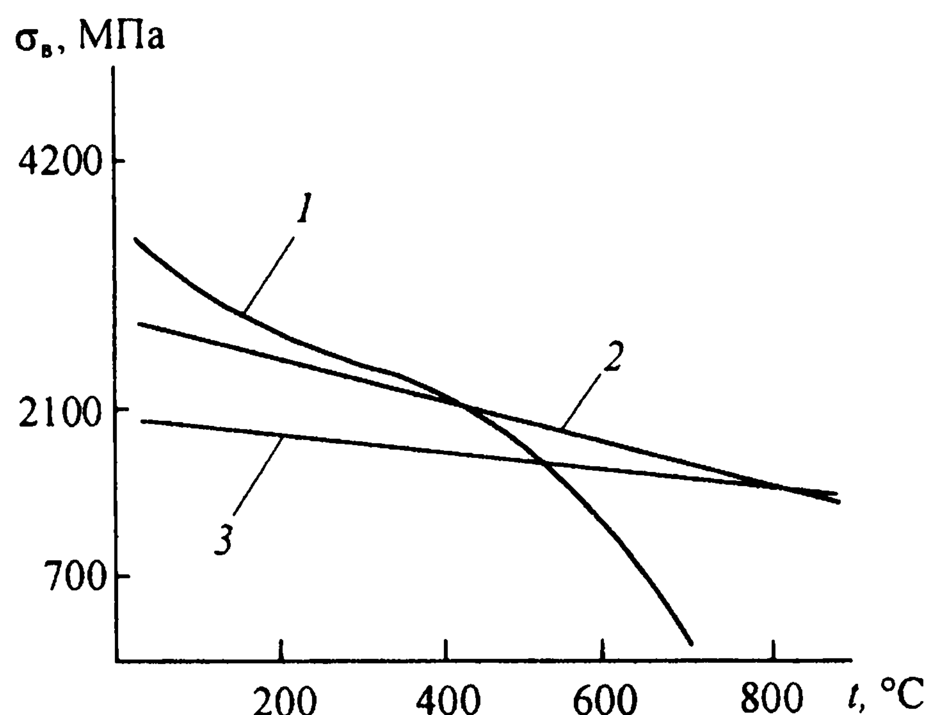


Рис. 10.11. Изменение прочности волокон бора (*1*), борсика (*2*), карбида кремния (*3*) на воздухе в зависимости от температуры

Борные волокна выпускаются промышленностью в виде моноволокон на катушках, а также в виде полуфабрикатов — лент полотняного плетения шириной от 5 до 50 см. Основу полотен образуют борные волокна, а уток — полиамидные или другие волокна.

Волокна бора применяют в производстве композитов на основе полимерной и алюминиевой матриц.

Волокна карбида кремния. Волокна этого типа получают по технологии, мало отличающейся от технологии получения волокон бора. Основные физико-механические свойства карбидных волокон на вольфрамовой подложке приведены в табл. 10.6.

Карбидокремниевые волокна, полученные на углеродной подложке, более дешевые и характеризуются повышенной чувствительностью к поверхностным дефектам и пониженными характеристиками прочности.

Волокна карбида кремния применяют для армирования металлических матриц композитов, предназначенных для эксплуатации при высоких температурах.

Стеклянные волокна получают путем пропускания расплавленного стекла при 1200—1400 °С через фильеры диаметром 0,8—3 мм и дальнейшим быстрым вытягиванием до диаметра несколько микрометров. Непрерывные волокна диаметром 3—100 мкм, соединяясь в пряди, наматываются на вращающиеся с большой скоростью барабаны и имеют длину до 20 км. Штапельные волокна выпускают диаметром 0,5—20 мкм длиной 0,01—5 м.

Волокна, соединенные в пряди, оказывают друг на друга сильное абразивное воздействие. Истирание волокон в пряди предотвращают обработкой волокон технологическими замасливателями (эмульсия крахмала или минерального масла). Их применяют на стадии переработки волокна. Активные замасливатели (пленкообразующие смазки, кремнийорганические соединения) помимо предотвращения истирания волокон в пряди усиливают адге-

зию между матрицей и стекловолокном в армированных пластиках. Замасливатели также препятствуют возникновению дефектов на поверхности волокон и, таким образом, увеличивают их прочность.

Непрерывные волокна выпускаются с треугольной, квадратной, прямоугольной, шестиугольной и круглой формой поперечного сечения, что позволяет получить более плотную упаковку их в композиции и, таким образом, обеспечить повышение ее прочности и жесткости.

Основой стеклянных волокон является диоксид кремния SiO_2. В зависимости от природы стеклообразующего вещества стекла делятся на силикатные (SiO_2), алюмосиликатные (Al_2O_3—SiO_2), алюмоборосиликатные (Al_2O_3—B_2O_3—SiO_2) и др.

Стекла щелочные, содержащие добавки K_2O и Na_2O, имеют пониженную температуру плавления, прочность и химическую стойкость ввиду разрыва прочной связи Si—O—Si.

Широко используемое для армирования пластиков Е-стекло содержит 54,4% SiO_2, 14,4% Al_2O_3, 17,5% CaO, 4,5% MgO, 8% B_2O_3, 0,5% (Na_2O + K_2O), 0,4% Fe_2O_3 и 0,3% TiO_2. Стекло размягчается при 846 °C, его плотность 2540 кг/м^3, модуль Юнга — 73,5·10^3 МПа.

Высокопрочное S-стекло состава 65% SiO_2, 25% Al_2O_3, 10% MgO при комнатной температуре имеет прочность 4,5·10^3 МПа, а модуль упругости — 87·10^3 Па. Прочность стеклянных волокон уменьшается при увеличении их диаметра (рис 10.12). Более тонкие волокна содержат меньше дефектов (пор, микротрещин). Для армирования пластиков очень тонкие непрерывные стекляные волокна не используют в связи с разрушениями (обрывами) очень многих из них. Оптимальные значения диаметров волокон для армирования пластиков 5—15 мкм.

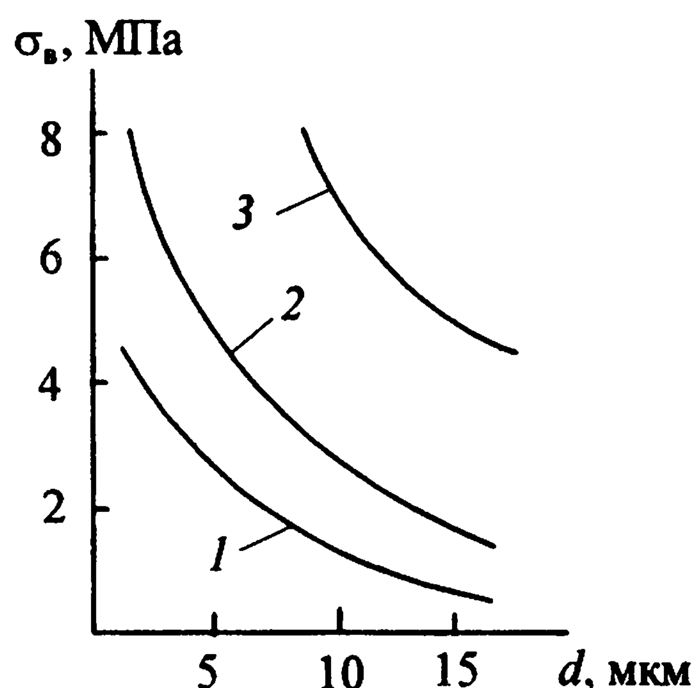


Рис. 10.12. Зависимость прочности волокон из щелочного (*1*), бесщелочного (*2*) и алюмоборосиликатного (*3*) стекол от его диаметра

Стекловолокна применяют для армирования композитов в виде жгутов, нитей, лент, тканей различного плетения, матов.

Нитевидные кристаллы (усы). Нитевидные кристаллы карбидов и нитридов кремния, оксида и нитридов алюминия и других тугоплавких соединений получают осаждением из газовой фазы с использованием транспортных реакций, реакций пиролиза, восстановления летучих соединений по методу пар—жидкость—твердая фаза(ПЖТ).

Рост кристаллита карбида кремния (по схеме ПЖТ) происходит аналогично выращиванию кристалла кремния (рис. 10.13).

На поверхности кремниевой подложки *3* находится частица золота при температу-

ре, близкой к температуре плавления. В этих условиях золото растворяет кремний и превращается в капельку *2* расплава золото—кремний. Пары кремния, конденсируясь в капельке расплава, пересыщают ее атомами кремния. Это ведет к выделению кремния на границе раздела жидкость—подложка и росту нитевидного кристалла *4*. Поперечные размеры кристалла определяются диаметром капли расплава, а скорость роста уса — скоростью кристаллизации поступающего к поверхности капли кремния.

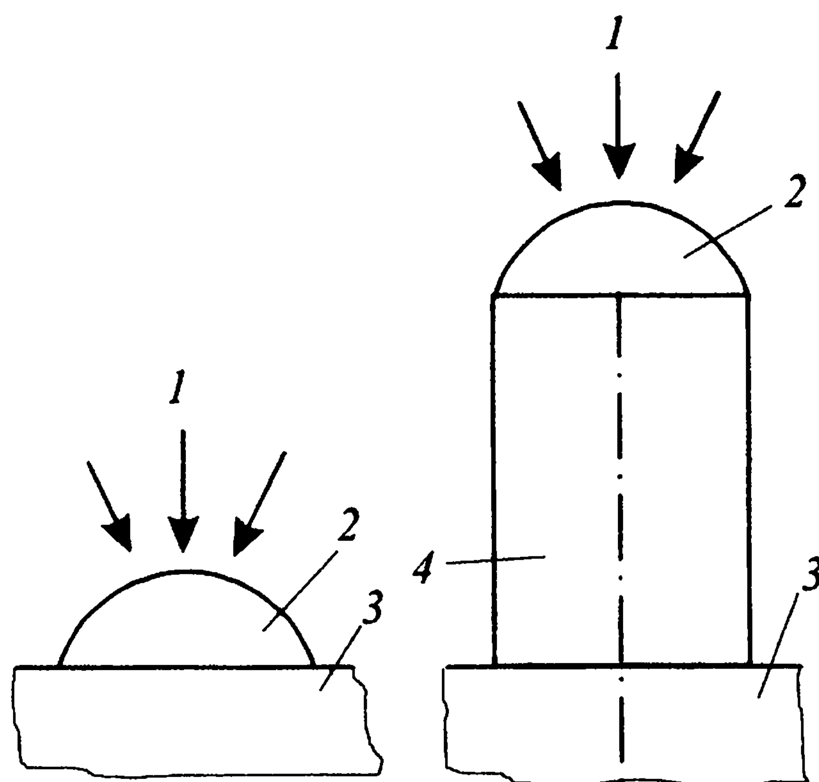


Рис. 10.13. Схема роста кристалла кремния по механизму пар—жидкость—кристалл:
1 — пар, *2* — капелька расплава Au—Si, *3* — кремниевая подложка, *4* — кристалл кремния

При получении нитевидных кристаллов карбида кремния их выращивание ведут из хлорсиланов и углеводородов по реакциям



$$SiCl_4 + CH_4 = SiC + 4HCl$$



$$CH_3SiCl_3 = SiC + 3HCl$$

В качестве жидкой фазы используют тройные расплавы железо—углерод—кремний, а подложкой служит графит. Процесс проходит при 1250—1350 °С.

Диаметр кристаллита кремния в зависимости от условий получения изменяется от долей до десятков микрон. Длина кристаллитов достигает 60—80 мкм. В условиях производства для получения нитевидных кристаллов используют периодические, полунепрерывные и непрерывные процессы. В первых двух процессах рост кристаллов происходит на массивных стационарных подложках. В непрерывном процессе роль подложки выполняют взвешенные в объеме газового потока микроскопические центры кристаллизации.

Непрерывные процессы получения нитевидных кристаллов более производительны, но в этом случае кристаллиты имеют длину меньшую, чем длина нитевидных кристаллов, полученных периодическими и полунепрерывными методами.

Промышленные методы производства усов других соединений (нитридов кремния, алюминия, бора, оксидов алюминия) имеют много общего и аналогичны технологии получения карбидов кремния.

Усы, нитевидные кристаллы отличаются совершенством структуры и имеют прочностные свойства, близкие к теоретическим. Свойства наиболее изученных и практически используемых нитевидных кристаллов для армирования композиционных материалов приведены в табл. 10.7.

Таблица 10.7. **Свойства некоторых нитевидных кристаллов (усов)**

Материал кристаллов	Температура плавления, °C	Плотность, кг/м^3	Модуль упругости $E\cdot10^{-4}$, МПа	Предел прочности $\sigma_в\cdot10^{-3}$, МПа	Удельная прочность, км	Удельный модуль упругости, км
SiC	2665	3320	49	21	650	15200
B_4C	2450	2490	45	14	550	20000
Al_2O_3	2040	3880	64	28	525	10700
Si_3N_4	1675	3320	31	14	425	12000
Cr	1665	7500	23	9	125	3200
Fe	1540	6370	20	13,3	200	3200
Графит	3640	1660	71	19,9	1075	42500

Усы графита, обладая высокими показателями удельной прочности и жесткости, неустойчивы в металлических матрицах при высоких температурах. Нитевидные кристаллы металлов из-за высокой плотности обнаруживают пониженную удельную жесткость по сравнению с соответствующими характеристиками усов тугоплавких соединений (SiC, B_4C и др.). Усы металлов склонны к разупрочнению при переработке, несовместимы с металлическими матрицами и непригодны для армирования металлических матриц. Нитевидные кристаллы SiC, Al_2O_3 обладают лучшей совместимостью с металлами, стойки к воздействию влаги, истиранию при переработке. Обнаруживая лучшие высокотемпературные свойства, усы SiC, Al_2O_3 и других тугоплавких соединений являются хорошими упрочнителями композиционных материалов с металлической матрицей.

10.3.3. Получение композиционных материалов на металлической основе, армированных волокнами

Выбор метода получения композиции из различных сочетаний матрицы и армирующего волокна определяется следующими факторами:

- размерами, профилем и природой исходных материалов матрицы и упрочнителя;
- возможностью создания прочной связи на границе раздела матрица — упрочнитель;

- получением равномерного распределения волокон в матрице;
- возможностью совмещения процессов получения композиционного материала и изготовления из него деталей;
- экономичностью процесса.

При производстве композиционных материалов с металлической матрицей наибольшее распространение получили твердофазные, жидкофазные, газопарофазные, химические и электрохимические процессы.

Твердофазный метод совмещения компонентов композиции предполагает использование материала матрицы в виде листов, фольги, проволоки или порошка. Композиционный материал получают одним из следующих приемов: диффузионной сваркой под давлением; сваркой взрывом; деформационной обработкой под давлением; прессованием с последующим спеканием (порошковой металлургией).

Жидкофазные процессы получения композиционных материалов заключаются в пропитке упрочняющих волокон или нитевидных кристаллов, расположенных в определенной последовательности или беспорядочно, расплавом материала матрицы.

Методы получения композиционного материала различаются между собой условиями пропитки волокон расплавом, проходящей:

- при нормальном давлении;
- в условиях вакуума (вакуумное всасывание);
- под давлением;
- в сочетании элементов вакуумной пропитки и литья под давлением.

К жидкофазному процессу следует отнести метод получения композиции направленной кристаллизацией из расплавов эвтектического состава. Важнейшим моментом получения качественного композиционного материала пропиткой является хорошая смачиваемость упрочняющих волокон расплавом матрицы. Возможности метода значительно ограничиваются высокой реакционной способностью материалов волокон в контакте с металлическими расплавами.

Газопарофазными способами наносят на армирующие волокна барьерные или технологические покрытия, обеспечивающие их защиту от разрушения при взаимодействии его с материалом матрицы. Их фазовый состав (чаще всего нитриды, бориды, оксиды, карбиды) выбирают исходя из физико-химической и термомеханической совместимости армирующих волокон и материала матрицы. Покрытия получают в результате либо разложения летучих карбонильных соединений металлов, либо испарения металлов и сплавов при термическом воздействии электронным лучом, ионными пучками. Низкая производительность методов не позволяет использовать их для прямого компактирования композиционных материалов.

Для этих целей используют метод газотермического плазменного напыления, обеспечивающий получение полуфабрикатов композиционных мате-

риалов. Плазменным напылением наносят покрытия из матричного материала на армирующие волокна без существенного повышения их температуры. Прочность сцепления покрытия с основой определяется механическим сцеплением частиц напыляемого металла или сплава с шероховатой поверхностью, силами адгезии и химическим взаимодействием. Прочность связи плазменных покрытий значительно ниже, чем покрытий, получаемых металлизацией, испарением или конденсацией в вакууме.

Электролитические методы позволяют получать композиционные материалы в результате осаждения матричного материала на нитевидные кристаллы и волокна, которые непрерывно находятся в контакте с катодом. Процесс протекает при низкой температуре и в отсутствие давления, что практически полностью исключает разрушение волокон и вредное влияние температурного фактора. Покрытие получается плотным, беспористым в том случае, если оно равномерно покрывает поверхность волокон и пространство между ними. Пористость наблюдается при использовании волокон бора, карбида бора или металлических волокон диаметром более 100 мкм.

Химические методы позволяют осаждать металлические покрытия на не проводящие ток упрочнители в виде нитевидных кристаллов (сапфир), а также на углеродные волокна (ленты, пряди). Металлическая пленка точно воспроизводит профиль волокна, и ее толщина легко контролируется параметрами технологического процесса. Сущность химического метода осаждения покрытий заключается в восстановлении ионов металлов на поверхности покрываемого вещества.

Методом химического осаждения получают покрытия толщиной до 30 мкм и более. Наиболее широко используют осаждения на упрочнители никеля, в меньшей степени меди, хрома, кобальта.

Свойства композиции наиболее полно реализуются в деталях и узлах с непрерывным расположением волокон. Целесообразно изготавливать детали из композиционного материала непосредственно в процессе производства композиции. Изготавливать детали и элементы конструкций из полуфабрикатов композиционных материалов в виде прутков, листов, труб, лент и т. п. затруднительно, и в этом случае не реализуются до конца преимущества композиционных материалов по сравнению с обычными.

10.3.4. Композиционные материалы с алюминиевой матрицей

Технический алюминий и его сплавы (АМц, АМг6, АД1, Д16, САП и др.) используют в качестве матриц композиционных материалов. Армирование матриц выполняют высокопрочной стальной проволокой из сталей

(08Х18Н9Т, 1Х15Н4АМ3, ЭП322 и др.), бериллиевой проволокой и волокнами бора, карбида кремния, углерода.

Композиции, упрочненные стальными проволоками, получают прокаткой между валками прокатного стана до компактного состояния. Прокатке подвергают сэндвич из алюминиевой фольги и волокон. Режим прокатки определяется температурой, направлением и степенью деформации. Температура разупрочнения стальных волокон определяет температуру прокатки композиции алюминий—сталь. Так, температура прокатки для композиции алюминий—сталь при использовании в качестве упрочнителя проволоки из стали 08Х18Н9Т и 12Х18Н10Т. составляет 380—400 °С и 420—450 °С при использовании волокон из стали 15Х15Н4АМ3 и ЭП322, имеющих более высокую температуру разупрочнения (400 и 450 °С соответственно). Направление деформации при прокатке выбирают под некоторым углом к направлению армирующих волокон, с тем чтобы избежать обрыва волокон при деформации в ходе продольной прокатки и искривления волокон при поперечной прокатке.

Промышленностью освоен выпуск композита КАС-1. В качестве упрочнителя применяют проволоку 1Х15Н4АМ3 диаметром 0,15 мм. Матрицей в этих композициях служит сплав АВ или САП-1. Механические свойства листов композиционных материалов с алюминиевой матрицей, армированных стальной проволокой, приведены в табл. 10.8.

Таблица 10.8. **Механические характеристики композиций с алюминиевой матрицей, армированной стальными проволоками**

Материал матрицы	Наполнитель		Плотность, т/м^3	Прочность, МПа	Модуль упругости $E \cdot 10^{-3}$, МПа
	материал проволоки, МПа	количество, %			
АД1	Х18Н9Т 1850	7—24	3,1—3,9	160—465	100
АМг6	Х18Н9Т 2000	5—20	2,9—3,7	390—630	70—90
АМг6	ЭП322 2700	5—25	2,9—4	420—1000	80—101
САП1	1Х15Н4АМ3 4200	40	4,8	1700	100

В результате армирования алюминиевой матрицы прочность композиции увеличивается в 10—12 раз при объемной доле упрочнителя до 25%. При увеличении объемной доли армирующего волокна до 40% временное сопротивление прочности композиции достигает 1700 МПа.

Алюминиевая матрица, армированная стальной проволокой (25—40%), по прочностным свойствам превосходит высокопрочные алюминиевые сплавы и приближается к уровню аналогичных свойств титановых сплавов.

Прочность алюминиево-стальной композиции можно дополнительно повысить холодной пластической деформацией и закалкой с последующим старением, если матрицей служит алюминиевый сплав, упрочняемый термической обработкой.

При повышенных температурах прочность алюминиево-стальной композиции превышает прочность теплостойких алюминиевых сплавов. Для работы при высоких температурах рационально в качестве матрицы использовать дисперсионно-упрочненные материалы типа САП.

Введение стальной проволоки в матрицу из САП увеличивает прочностные свойства композиции. Так, предел прочности композиции САП-1 с 15% проволоки Х18Н9 ($\sigma_в$ = 1750 МПа) при температуре 250 °С и 415—435 МПа в 2,3 раза больше, чем предел прочности САП-1 при тех же температурах, а при 350 °С — в 3,9 раза, при 500 °С — 5,6 раза.

Композиция САП-1—стальная проволока имеет удовлетворительную термическую стабильность микроструктуры при высоких температурах. На границе матрица — волокно при 450 °С в течение 150 ч под нагрузкой не происходит образования интерметаллических соединений.

Композиция Al—волокно бора отличается высокой прочностью и жесткостью и способна работать при 400—500 °С, поскольку бор мало разупрочняется с повышением температуры.

Основная проблема при армировании алюминия волокнами бора — предотвращение взаимодействия бора с алюминием. Поэтому промышленный композиционный материал (ВКА-1), содержащий 50% волокон бора, был получен диффузионной сваркой пакета, составленного из чередующихся листов алюминиевой фольги с закрепленными на них слоями борных волокон. Покрытие борного волокна нитридом бора или карбидом кремния (волокно борсик) снижает его взаимодействие с алюминиевой матрицей даже в расплавленном состоянии. В этом случае открывается возможность получения композиционного материала жидкофазными методами.

Увеличение объемного содержания бора увеличивает прочность и жесткость композиции Al—B (табл. 10.9).

Таблица 10.9. **Прочность и жесткость композиции Al—B в зависимости от содержания волокон бора**

Содержание волокон бора, % (об.)	0	10	20	30	40	50
Прочность, МПа	70—140	300—380	500—650	700—900	900—1140	1100—1400
Модуль упругости $E \cdot 10^{-3}$, МПа	70	105	135	180	190—200	200—257

Прочность и модуль упругости материала ВКА-1 до температуры 500 °С превосходят соответствующие характеристики высокопрочного сплава В95 и сплава АК4-1 (рис. 10.14). Наиболее значительно преимущество композиционного материала при 250—400 °С. Модуль упругости материала ВКА-1 с повышением температуры меняется незначительно и составляет при содержании волокон бора 30 и 50% соответственно 136 000 и 228 000 МПа. Плотность материала ВКА-1 — 2650 кг/м^3, а удельная прочность 45 км.

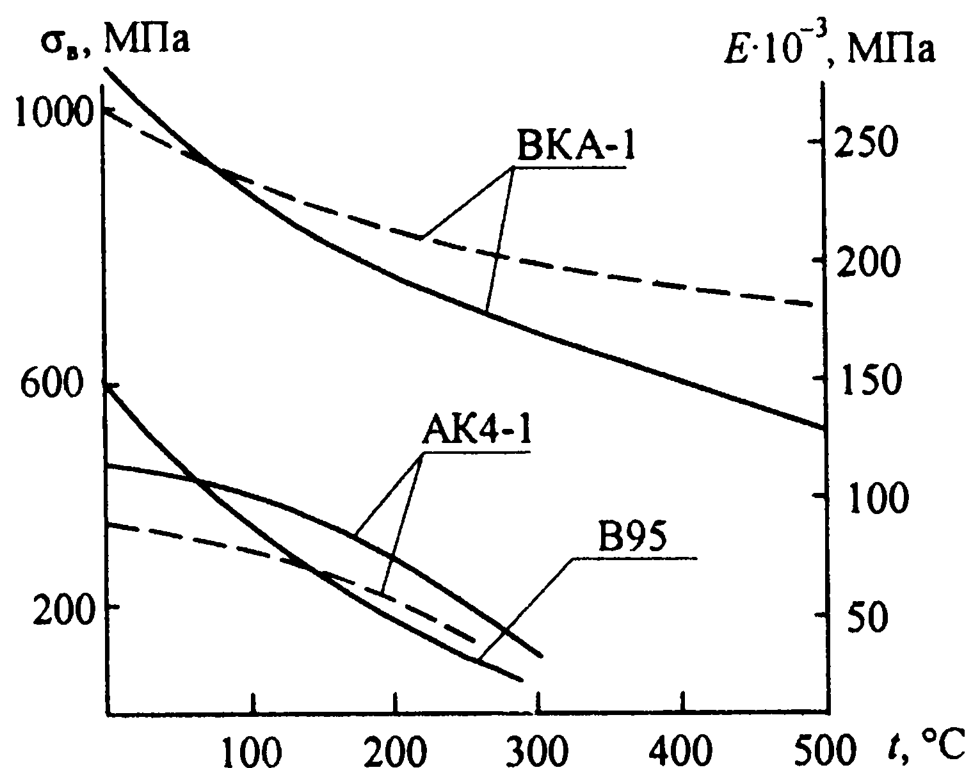


Рис. 10.14. Изменение предела прочности (——) и модуля упругости (- - -) композиционного материала ВКА-1, сплавов В95 и АК4-1 от температуры

Предел прочности алюминия, армированного волокнами борсика, при 500 °С составляет 600 МПа. Прочность такой композиции при объемном содержании борсика 65% составляет 1600 МПа и сохраняется после длительной выдержки (до 1000 ч) материала при 300 и даже 500 °С.

Композиционные материалы на алюминиевой основе, армированные углеродными волокнами, уступают по удельной прочности (42 км) материалам, армированным борным волокном, хотя они дешевле и легче последних.

Производство композиционного материала с углеродным волокном связано с большими технологическими трудностями вследствие взаимодействия углерода с металлической матрицей (в том числе и алюминиевой) при нагреве. В результате отмечается понижение прочности материала. Композиции Al — углеродное волокно получают быстрым протягиванием пучка углеродных волокон через расплав алюминия.

Попытки получить композицию алюминий — углеродное волокно другими методами (диффузионная сварка, электроосаждение материала матрицы) не дали положительных результатов из-за разрушения волокон при понижении давления.

Характеристики прочности алюминиево-углеродных композиций из-за большого разброса характеристик углеродных волокон, различия в технологических режимах процессов производства полуфабрикатов и изделий из этого материала проявляются в широком диапазоне значений. При объемной доле упрочнителя 18—53% прочность композиции Al—углеродное волокно вдоль расположения волокон составляет от 150—400 до 500—1000 МПа, а модуль Юнга — (116—168)·10^3 МПа.

Добиться улучшения свойств композиционного материала можно, совершенствуя технологию его изготовления.

Композиционные материалы с титановой матрицей армируют с целью увеличения модуля упругости и повышения рабочих температур. Производство композиционных материалов с титановой матрицей связано с необходимостью нагрева до высоких температур, что резко активизирует способность матрицы к газопоглощению и взаимодействию со многими упрочнителями (бором, карбидом кремния, оксидом алюминия и др.).

10.3.5. Композиционные материалы на никелевой матрице

Армированию чаще подвергают жаропрочные никелевые сплавы, чтобы увеличить время их работы и рабочую температуру до 1100—1200 °С. Для армирования никелевых сплавов применяют упрочнители: нитевидные кристаллы Al_2O_3 (усы), проволоки тугоплавких металлов и сплавов на основе W и Mo, волокна углерода и карбида кремния.

Армирование никеля и нихрома усами Al_2O_3 выполняют методами порошковой металлургии. Для улучшения прочности связи волокно—матрица в шихту вводят титан и хром. Прочность композиции при содержании усов 9% Al_2O_3 достигает 1800—2100 МПа, а удельная прочность 22—25 км.

Наиболее широкое распространение получило армирование жаропрочных никелевых сплавов вольфрамовой проволокой. Композиционный материал в этом случае получают способами пластического деформирования: прокаткой, сваркой взрывом.

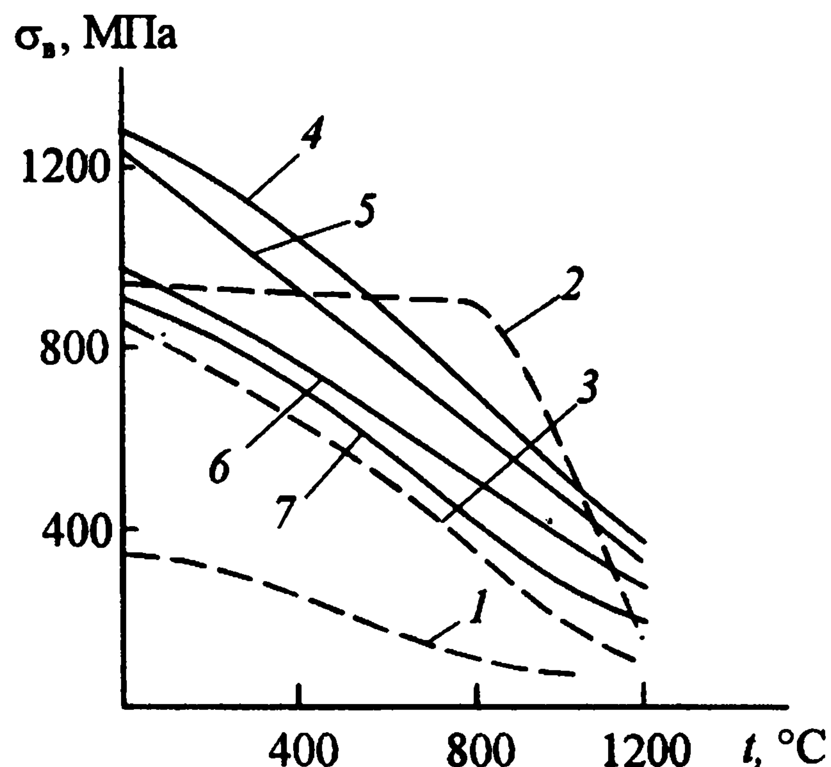


Рис. 10.15. Зависимость предела прочности чистого никеля (*1*), сплава ЖС6К (*2*), сплава ХН60В (*3*) и сплава ХН60В, упрочненного проволокой ВТ15 в количестве 34% (*4*), 28% (*5*), 22% (*6*), 15% (*7*)

Так, методом динамического горячего прессования в вакууме пакетов из чередующихся слоев жаропрочного никельхромовольфрамового сплава ХН60В и слоев проволоки ВТ15 диаметром 0,15—0,18 мм получают композицию, отличающуюся повышенной кратковременной прочностью при 1100—1200 °С по сравнению с неармированной матрицей (рис. 10.15). Прочность вольфрамовой арматуры до конца не используется в связи с появлением дефектов в отдельных волокнах при ударном уплотнении. Модуль упругости ком-

позиции увеличивается с ростом содержания упрочнителя согласно закону аддитивности и при 34% проволоки ВТ15 он составляет $265 \cdot 10^3$ МПа. Длительная прочность композиции ХН60В—ВТ15 (34%) на базе 100 ч при 1100 и 1200 °С равна соответственно 104 и 55 МПа.

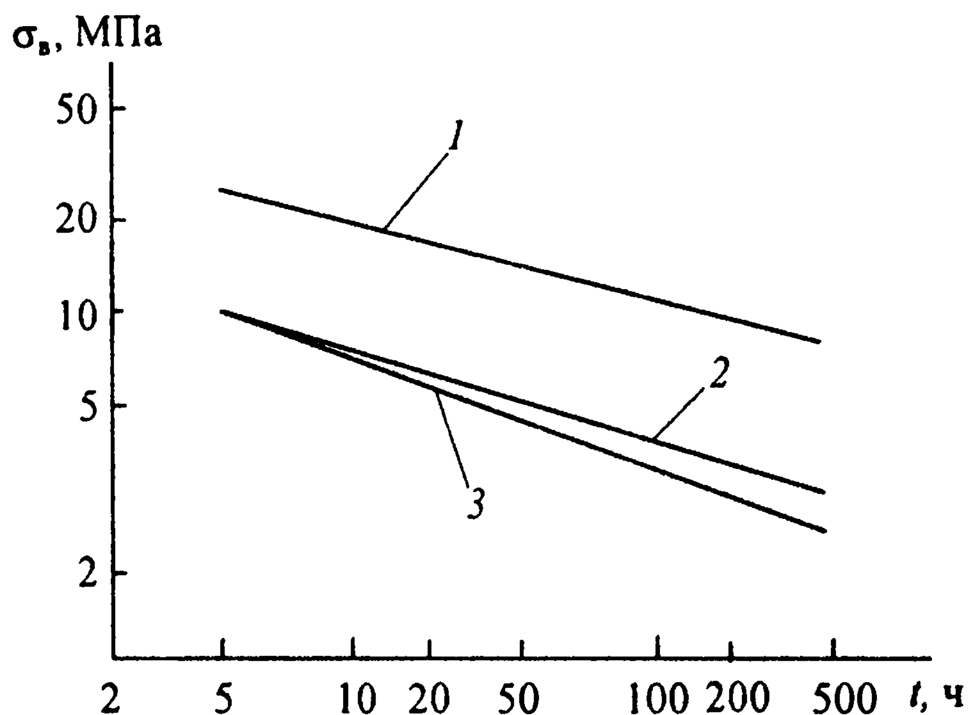


Рис. 10.16. Длительная прочность сплава ВКН-1 при температурах 1100 °С (*1*), 1200 °С (*3*) и сплава ЖС6К при температуре 1100 °С (*2*)

Длительная работа композиции приводит к разупрочнению арматуры в связи с развитием в проволоке ВТ15 рекристаллизационных процессов, ускоряемых действующей нагрузкой и диффузией никеля и хрома из матрицы в волокна.

Композиционный материал ВКН-1 (матрица — литейный жаропрочный сплав ЖС6К, упрочненный вольфрамовой проволокой ВА диаметром 0,5 мм) получают вакуумным всасыванием. Длительная прочность ВКН-1 выше прочности сплава ЖС6К, и при одинаковых значениях нагрузки и долговечности он по сравнению с неармированной матрицей имеет резерв по температуре 100 °С (рис. 10.16).

Перспективными упрочнителями для жаропрочных матриц могут быть волокна карбида кремния и углеродные волокна, отличающиеся высокой температурой разупрочнения. Их использование в качестве армирующих элементов сдерживается совместимостью с жаропрочной матрицей. Проблема решается в настоящее время путем разработки барьерных покрытий для этих видов упрочнителей.

10.4. Эвтектические композиционные материалы

Эвтектическими композиционными материалами называют сплавы эвтектического или близкого к эвтектическому состава, в которых упрочняющей фазой выступают ориентированные кристаллы, образующиеся в процессе направленной кристаллизации. Ориентированная структура в сплавах эвтектического состава получается методами направленной кристаллизации (методы Чохральского, Бриджмена, зонной плавки). В отличие от обычных композиционных материалов, получаемых путем последовательного выполнения нескольких трудоемких технологических операций, эвтектические композиционные материалы получают за одну операцию. Ценно то, что на-

правленная ориентированная структура может быть получена на уже готовых изделиях. Это существенное преимущество эвтектических композиций по сравнению с другими технологиями получения композиционных материалов.

Подробно процессы направленной кристаллизации сплавов эвтектического состава рассмотрены в гл. 15.

Структура образующейся эвтектики в результате направленной кристаллизации состоит, как правило, из кристаллов твердой прочной фазы (карбидов, интерметаллидов), распределенных в матрице, представляющей собой твердый раствор.

Форма образующихся кристаллов может быть в виде волокон или пластин. При объемной доле упрочняющей фазы меньше 32% она имеет форму стержня, а при большем содержании — пластинчатую.

Равновесные условия кристаллизации обеспечивают высокую термическую стабильность эвтектических композиционных материалов. Между фазами эвтектики, волокнами и матрицей отсутствует химическое взаимодействие, поскольку химические потенциалы фаз равны. Особенности строения эвтектических микроструктур, полукогерентные границы раздела фаз с минимальной поверхностной энергией определяют термическую стабильность эвтектической микроструктуры и, как следствие, высокие механические свойства при температурах, близких к температурам плавления эвтектики.

Способами направленной кристаллизации получают композиционные материалы на основе Al, Mg, Cu, Ni, Co, Ti, Nb, Ta и других элементов. Поэтому эвтектические композиционные материалы могут эксплуатироваться в широком интервале температур.

10.4.1. Эвтектические композиционные материалы на алюминиевой основе

Методом направленной кристаллизации получают композиции $Al—Al_3Ni$ и $Al—CuAl_2$.

При затвердевании эвтектического сплава $Al—Al_3Ni$ фаза Al_3Ni выделяется в виде сильно вытянутых частиц, объемное содержание которых ~11%. Направленность частиц Al_3Ni достигается кристаллизацией со скоростью 2—10 см/ч.

Прочность сплава, полученного без направленной кристаллизации, низкая (~90 МПа), в то время как при ориентации армирующих частиц Al_3Ni его прочность повышается до 330 Мпа.

При растяжении композиции, из-за высокой прочности связи усов Al_3Ni с матрицей, разрушение начинается с волокон.

С повышением температуры прочность сплава $Al—Al_3Ni$ понижается (рис. 10.17, кривая *1*) и при 500 °С составляет 75 МПа. Композиция отличается высокой стабильностью структуры вплоть до температур плавления. Частицы Al_3Ni при этих условиях сохраняют прочную связь с матрицей, не укорачиваются и не подвергаются сфероидизации до 611 °С.

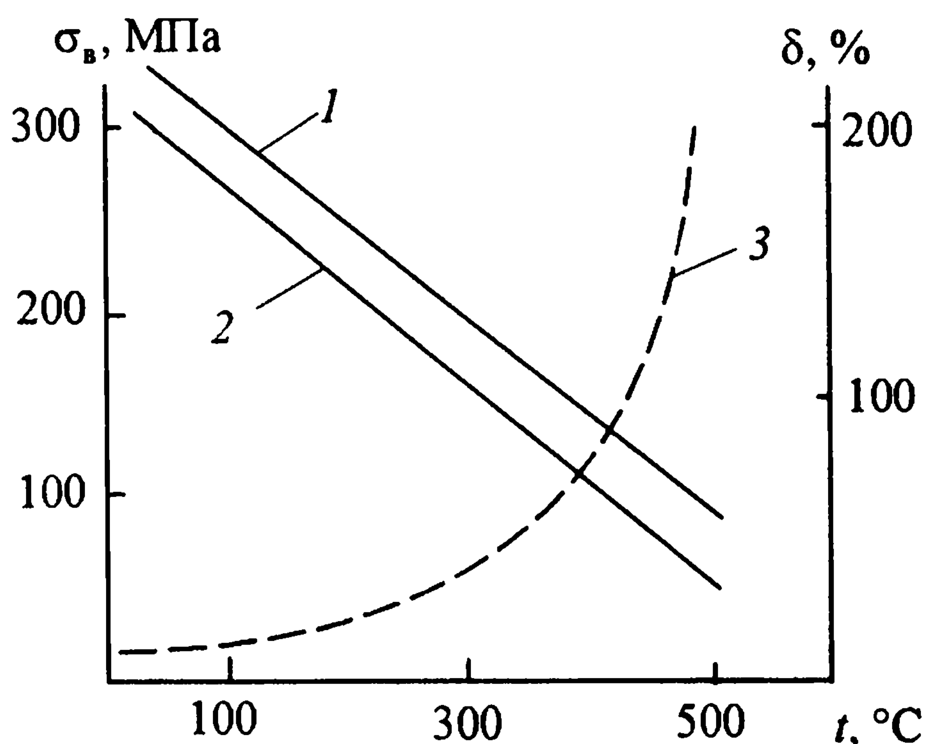


Рис. 10.17. Зависимость прочности композиции $Al—Al_3Ni$ (*1*) и $Al—CuAl_2$ (*2*) и относительного удлинения композиции $Al—CuAl_2$ (*3*) от температуры

Композиция $Al—Al_3Ni$ обнаруживает высокий предел усталости. Например, на базе 10^8 циклов он в 4—5 раз выше предела усталости алюминия. Усталостная трещина в композиции $Al — Al_3Ni$, зарождаясь в матрице, огибает волокно Al_3Ni и не разрушает его. Предел прочности композиции $Al— Al_3Ni$ составляет 270 МПа.

В композиции $Al— CuAl_2$ при направленной кристаллизации эвтектика имеет пластинчатое строение. Объемная доля концентрации пластин $CuAl_2$ среди пластин твердого раствора меди в алюминии составляет ~50%. Пластины $CuAl_2$, концентрация которых в композиции весьма высокая, имея меньшую прочность, чем Al_3Ni, упрочняют матрицу меньше, чем Al_3Ni. Сплав $Al—CuAl_2$ из-за пластинчатого строения эвтектики отличается высокой хрупкостью. Разрушение материала начинается с разрушения пластин, за которым следует разрушение матрицы.

С повышением температуры у композиции $Al—CuAl_2$ отмечено существенное возрастание относительного удлинения и падение предела прочности до 30 МПа (рис. 10.17, кривая *2*).

Эвтектические композиционные материалы $Al—Al_3Ni$, $Al—CuAl_2$ хорошо свариваются методом диффузионной сварки и обрабатываются холодной пластической деформацией. Диффузионную сварку можно вести при 525 °С и получать листы с перекрестным армированием.

Степень обжатия листов при холодной прокатке поперек волокон не более 70—80%, так как при больших степенях обжатия волокна разрушаются. В результате прочность композиции $Al—Al_3Ni$ вдоль волокон становится меньше исходной.

Композиционные материалы $Al—Al_3Ni$ и $Al—CuAl_2$ применяют как конструкционный материал, а также для изготовления высокопрочных электрических проводов и контактов электрических выключателей.

10.4.2. Эвтектические композиционные материалы на основе никеля

Композиционные материалы на основе никеля являются жаропрочными материалами. Физико-механические свойства некоторых композиционных материалов приведены в табл. 10.10.

Таблица 10.10. **Физико-механические свойства эвтектических композиционных материалов на основе никеля**

Матрица	Упрочнитель	Общая доля упрочнителя, %	$t_{пл}$, °C	ρ, г/см^3	$\sigma_в$, МПа	$E \cdot 10^{-3}$, МПа	δ, %
Волокнистые композиционные материалы							
Ni	W	6	1500	—	830	—	45
Ni	NbC	11	1328	8,8	890	—	9,5
Ni—Co—Cu—Al	TaC	9	—	8,8	1650	—	5
Пластинчатые композиционные материалы							
Ni	NiBe	38—40	1157	—	918	215	9
Ni	Ni_3Nb	26	1270	8,8	745	—	12,4
Ni—Ni_3Al	Ni_3Nb	—	1270	—	1140	—	2,3
Ni_3Al	Ni_3Nb	44	1280	8,44	1240	24,2	0,8

Пластинчатые композиции, содержащие объемную долю упрочняющей фазы более 33—35%, относятся к хрупким. К пластичным относятся композиции на основе никеля с содержанием объемной доли волокон 3—15% из карбидов тантала, ниобия, гафния. Прочность карбидов близка к прочности усов, полученных из газовой фазы, и колеблется в пределах 600—1200 МПа.

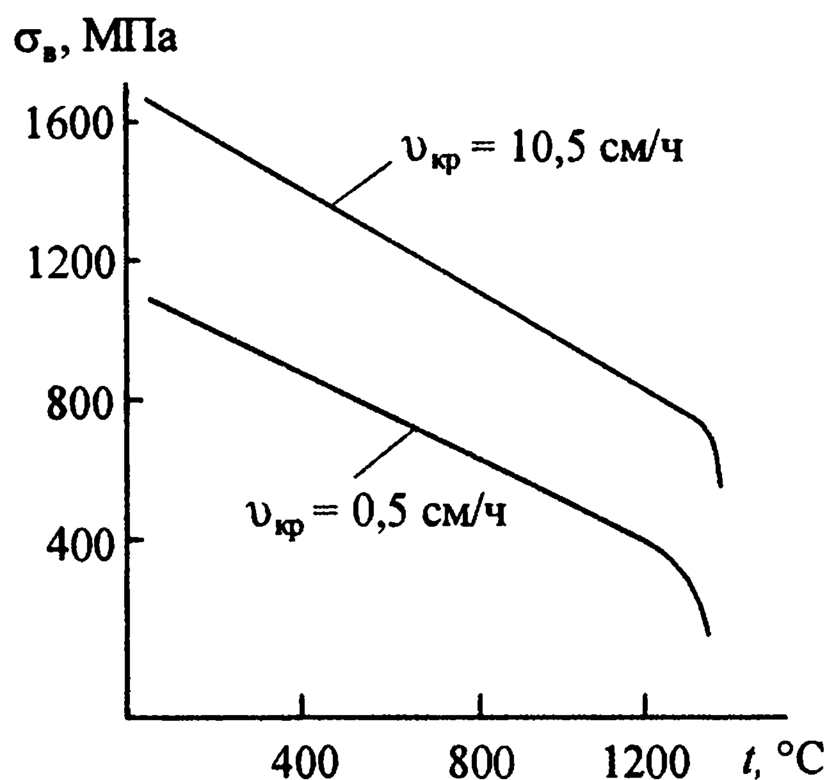


Рис. 10.18. Зависимость $\sigma_в$ пластинчатой эвтектики Ni_3Al—Ni_3Nb от температуры и скорости кристаллизации

Процесс деформирования эвтектических композиций никель—карбид (Ta, Nb, Hf) сопровождается интенсивным дроблением (фрагментацией) армирующих волокон. Фрагментация охватывает всю рабочую зону и происходит в произвольном сечении. Разрушение волокон тем не менее не приводит к разрушению всей композиции, поскольку деформирующаяся и вследствие этого упрочняющаяся мат-

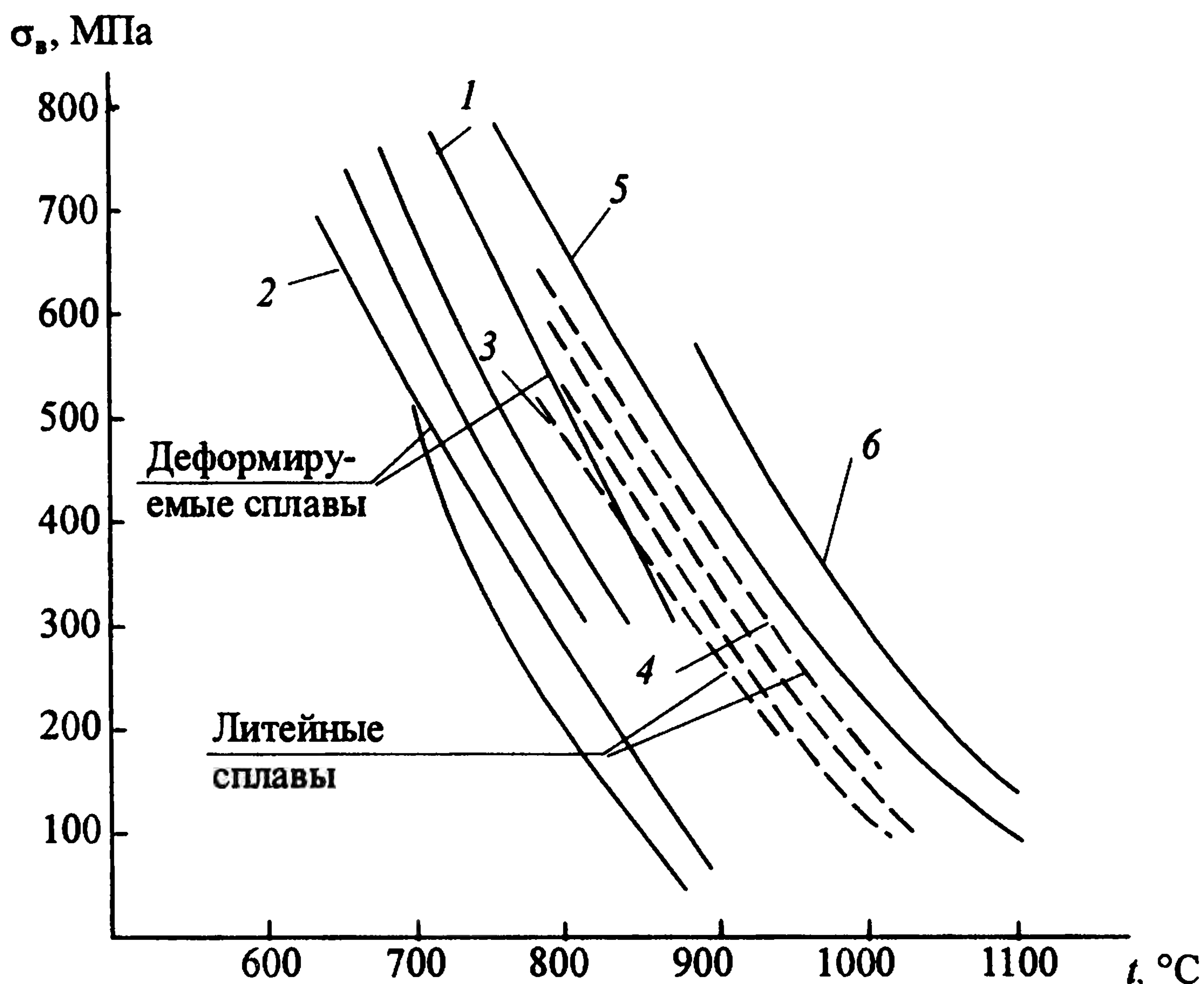


Рис. 10.19. Влияние температуры на 100-часовую длительную прочность жаропрочных никелевых сплавов (*1* — ЭИ741, *2* — ЭИ437Б, *3* — ЖС6, *4* — ЖС6Ф) и эвтектических композиционных материалов (*5* — (Ni—Ni_3Al)—Ni_3Nb, *6* — Ni_3Al—Ni_3Nb)

рица воспринимает нагрузку, которую несли разрушающиеся волокна. Разрушение композиции происходит по достижении волокнами (в результате фрагментации) критической длины. Легирование никелевой матрицы (например, Cu, Al и другими элементами) повышает ее прочность вследствие образования твердого раствора и выделения из него при охлаждении дисперсных частиц. Повышение прочности матрицы в результате ее легирования неизбежно приводит к повышению прочности всей композиции.

Прочность пластинчатых эвтектик возрастает с уменьшением межпластинчатого расстояния, которое в свою очередь зависит от скорости охлаждения композиции (рис. 10.18). Разрушение хрупких пластинчатых эвтектик происходит вслед за разрушением небольшого числа пластин.

При повышенных температурах пластичность волокнистых эвтектик понижается. С ростом температуры деформационное упрочнение матрицы не происходит и она не способна воспринимать напряжения, появляющиеся в результате фрагментации волокон. Дробление волокон при высоких температурах происходит в узкой области, прилегающей непосредственно к зоне разрушения.

Пределы длительной прочности эвтектических композиционных м териалов превосходят пределы длительной прочности современных ж ропрочных сплавов при рабочих температурах выше 900 °С (рис. 10.19

Эвтектические композиционные материалы на основе никеля пр меняют в основном в космической и ракетной технике для изготов ния сопловых рабочих лопаток и крепежных деталей газотурбинн двигателей.

10.5. Композиционные материалы на неметаллической основе

В качестве матрицы в композиционных материалах на неметалличес основе используют отвержденные эпоксидные, полиэфирные, фенолы полиамидные и другие смолы. Наиболее распространены композиции, ар рованные стеклянными, углеродными, органическими, борными и друг видами волокон.

Композиты, армированные однотипными волокнами, получили назва по упрочняющему волокну. Так, композицию, содержащую наполнител виде длинных стекловолокон, располагающихся ориентированно отдель ми прядями, называют ориентированным стекловолокнитом. Неориент ванные стекловолокниты содержат в качестве наполнителя короткое во но. В том случае, если упрочнителем является стеклоткань, — стеклотек литом. Композиционный материал, содержащий углеродное волокно, н вают углеволокнитом, борное волокно — бороволокнитом, органиче волокно — органоволокнитом (органитом).

Композиционные материалы с полимерной матрицей обнаруживают лый ряд достоинств, среди которых следует назвать высокие удельные п ностные и упругие характеристики, стойкость к воздействию агресси сред, хорошие антифрикционные и фрикционные свойства наряду с выс ми теплозащитными и амортизационными свойствами. Вместе с тем пла ки имеют и недостатки: низкую прочность и жесткость при сжатии и сд снижение прочности при повышении температуры до 100—200 °С, изм ние физико-механических характеристик при старении и под воздейст климатических факторов.

В настоящее время пластики получают все большее, интенсивное пространение по причине простоты, технологичности и дешевизны пр водства из них деталей.

В композиции с полимерной матрицей усилие от матрицы к арми щему элементу передается за счет сил межмолекулярного взаимодейст имеет адгезионный характер. Обеспечить прочную связь между волокн

матрицей можно при полном смачивании жидкой связующей упрочняющих волокон. В этом случае поверхностная энергия волокна должна быть больше поверхностного натяжения жидкой матрицы. Среди полимеров жидкая эпоксидная смола, обладающая энергией поверхностного натяжения $5 \cdot 10^{-5}$ Дж/м^2, лучше других полимеров смачивает углеродные и борные волокна, энергия поверхности которых имеет следующие значения: $(2{,}7—5{,}8) \cdot 10^{-5}$ Дж/м^2 и $2 \cdot 10^{-5}$ Дж/м^2 соответственно. На практике повышения энергии поверхности волокон достигают, например, травлением, окислением, вискеризацией.

Изделия из композиционных материалов с полимерной матрицей стараются получать одновременно с материалом. Несмотря на сравнительно большую трудоемкость, в этом случае удается наиболее полно реализовать преимущества композиции и существенно снизить стоимость детали.

Технология производства изделий с полимерной матрицей, армированной волокнами, включает следующие основные операции:

1) подготовка упрочняющих волокон:

- удаление замасливателя;
- нанесение на поверхность водоотталкивающих покрытий;
- снование, т. е. перемотка и укладывание волокон (лент) в однонаправленную полосу — ровнину;

2) приготовление связующего:

- проверка компонентов связующего;
- приготовление смеси компонентов (компаунда);

3) пропитка:

- пропитка волокон связующим;
- подсушивание и частичное отверждение;

4) формование;

5) отверждение;

6) удаление оправки;

7) контроль качества изделий;

8) механическая доработка и соединение с другими деталями.

10.5.1. Свойства композиционных материалов с полимерной матрицей

Стеклопластики содержат в качестве наполнителя стеклянные волокна:

- непрерывные в виде нитей, жгутов и полос — тканей различного плетения;
- дискретные — рубленые или штапельные.

В ориентированных однонаправленных стекловолокнитах упрочняющие непрерывные волокна расположены в одном направлении — направлении

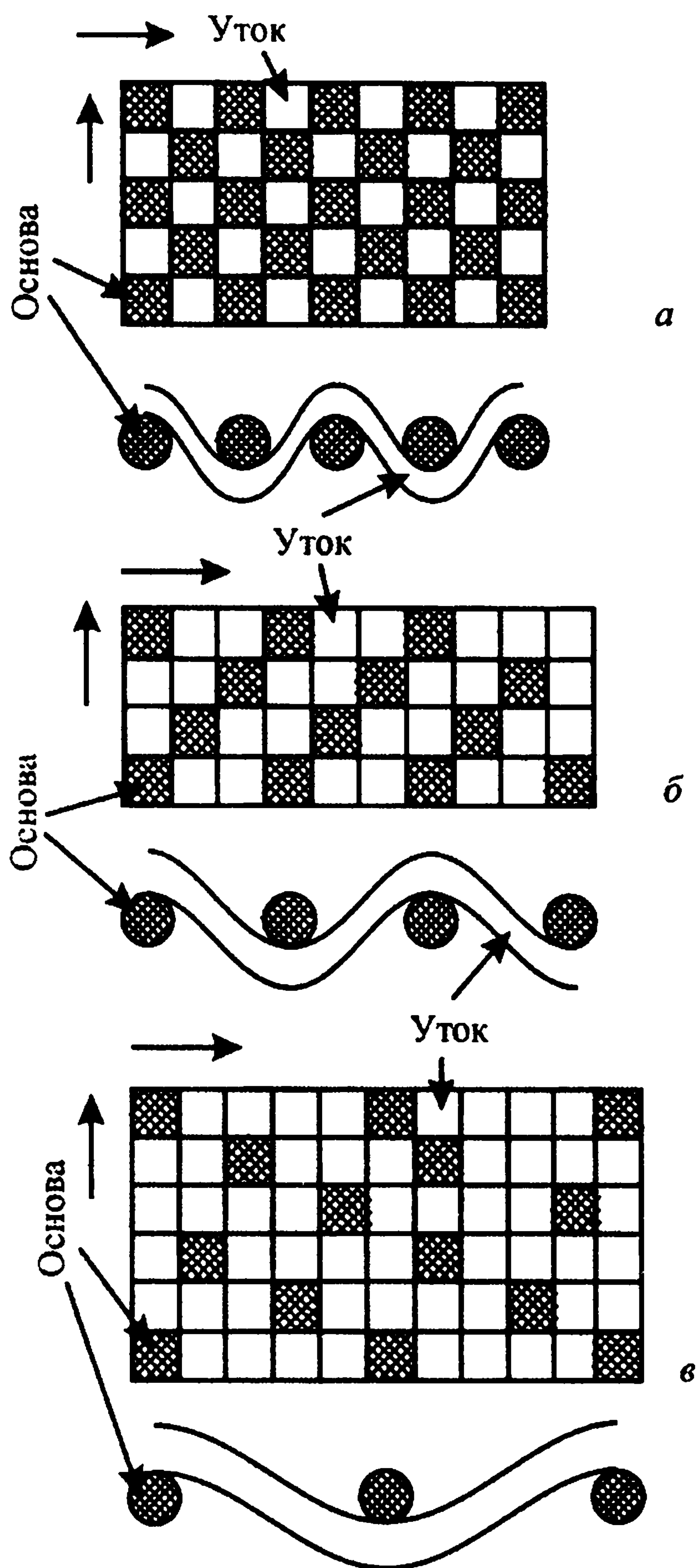


Рис. 10.20. Схема переплетения тканей:
а — полотняное; *б* — саржевое; *в* — сатиновое

действия нагрузки. Однонаправленные стекловолокниты отличаются анизотропией свойств. Наибольшую прочность и жесткость такие композиции имеют вдоль волокон. Этот недостаток устраняют в перекрестно армированных ориентированных стеклопластиках, в которых волокна расположены по различным направлениям. Стекловолокнистый анизотропный материал (СВАМ) содержит стеклянные нити, которые по выходе из фильер, склеенные между собой в полосы, укладывают затем под углом 90°. Связующим в них выступают различные смолы.

При соотношении продольных и поперечных слоев 1:1 (волокно Е) СВАМ имеет следующие характеристики: $\sigma_в$ = 460—500 МПа и модуль упругости $E \geqslant$ 35 000 МПа. В случае соотношения слоев 10:1 предел прочности возрастает до 850—950 МПа, а модуль упругости — до 58 000 МПа. Однонаправленный стекловолокнит, армированный высокопрочным волокном ВМ-1, обнаруживает предел прочности в направлении волокон 2100 МПа и модуль упругости 70 000 МПа.

Прочность стекловолокнитов зависит от объемного содержания наполнителя и повышается с увеличением его по закону аддитивности. Оптимальное содержание наполнителя составляет 65—67%. При большем содержании волокон возрастает пористость связующего, что вызывает неравномерное нагружение волокон. Уменьшая диаметр волокон и вводя в матрицу монокристаллы Al_2O_3, добиваются увеличения прочности стеклопластиков до 2000—2400 МПа.

Из стеклянных нитей получают ткани, которые используют в качестве упрочнителя. Стеклянные ткани по виду переплетения нитей подразделяют на ткани полотняного, саржевого, сатинового и кордового плетений (рис. 10.20).

Ткани полотняного плетения на поверхности имеют частое чередование продольных (основных) и поперечных (уточных) нитей, что придает ткани

высокую жесткость. Сатиновым тканям свойственно более редкое переплетение нитей. Учитывая высокую хрупкость стекловолокон, возможность их взаимного перетирания и разрушения под давлением, стеклопластики (стеклотекстолиты) с упрочнителем сатинового плетения более прочны и лучше работают в конструкциях.

Кордовые ткани содержат усиленные нити основы и тонкие, редко расположенные поперечные нити. При производстве изделий основные нити укладывают в направлении действия нагрузки и они воспринимают действующие растягивающие нагрузки. Стеклопластики, упрочненные тканью кордового плетения, отличаются значительной анизотропией свойств.

Физико-механические свойства некоторых стеклопластиков с наполнителями сатинового плетения приведены в табл. 10.11.

Стеклотекстолит типа КАСТ на фенолформальдегидной связке отличается невысокой ударной вязкостью. Наибольшая ударная вязкость при достаточно высокой теплостойкости достигается в стеклопластике СТ911-1А с эпоксидной смолой в качестве связки.

Неориентированные стекловолокниты содержат хаотично расположенные в плоскости (реже в пространстве) дискретные, короткие волокна. Для таких стеклопластиков характерна бóльшая, чем у ориентированных стеклопластиков, изотропия свойств. В то же время прочность и жесткость неориентированных стеклопластиков меньше прочности и жесткости ориентированных стеклопластиков (рис. 10.21).

Плотность стеклопластиков составляет 1500—2000 кг/м^3. В результате их удельные характеристики прочности сопоставимы с соответствующими характеристиками сталей. Стеклопластики способны длительное время работать при 200—300 °С. Температурное воздействие в несколько тысяч градусов они выдерживают в течение десятков секунд, что связано с особенностями поведения стеклопластиков при повышенных температурах. При действии очень высоких температур поверхностные слои, выгорая, выделяют газообразные продукты деструкции связующего. Выделяющиеся продукты, поглощая теплоту, уменьшают тепловой поток, подходящий к поверхности стеклопластика. Оплавление стеклонаполнителя поверхностных зон и образование на поверхности слоя термостойкого кокса уменьшают тепловой поток внутри материала и замедляют процесс деструкции.

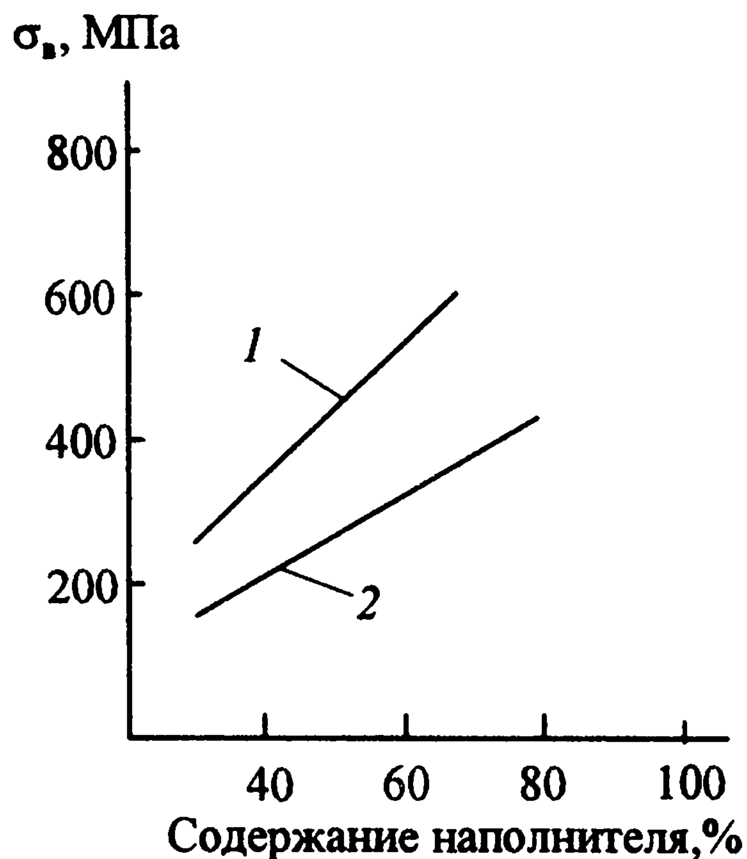


Рис. 10.21. Прочность ориентированного (*1*) и неориентированного (*2*) стеклопластика в зависимости от содержания наполнителя

Таблица 10.11. **Физико-механические свойства некоторых стеклотекстолитов с наполнителем сатинового плетения**

Материал	Связующее вещество	Плотность, кг/м^3	Прочность при растяжении, МПа	Модуль упругости, МПа	КС, кДж/м^2	Тангенс угла диэлектрических потерь при 1 МГц	Диэлектрическая проницаемость при 1 МГц	Температура эксплуатации, °С
КАСТ-В	Фенолформальдегидная смола	1,5—1,8	300—500	18 000—25 000	60—90	0,01—0,05	3,8—8,0	200
ВФТ-С	»	1,7—8	450—550	22 000	90—125	0,01—0,02	4,25—4,5	200
СК-9ФА	Кремнийорганическая смола	1,8—1,9	150—350	18 000—25 000	105	0,02—0,05	3,8—7,0	250
Ст-911-1А	Эпоксидная смола	1,65—1,75	400—600	21 000	480	0,023—0,025	4,25—4,5	200

Длительная прочность стеклопластиков зависит от их состава, влажности и температуры окружающей среды, уровня действующих напряжений. Лучшие свойства обнаруживают стеклопластики на основе эпоксидной и фенолформальдегидной смол. Отдельные стеклотекстолиты способны выдерживать при изгибе до $1{,}5 \cdot 10^7$ циклов.

Динамическое сопротивление усталости стеклотекстолитов на различной матричной основе приведены на рис. 10.22. По демпфирующим свойствам стеклопластики превосходят металлы и хорошо работают в условиях вибрации.

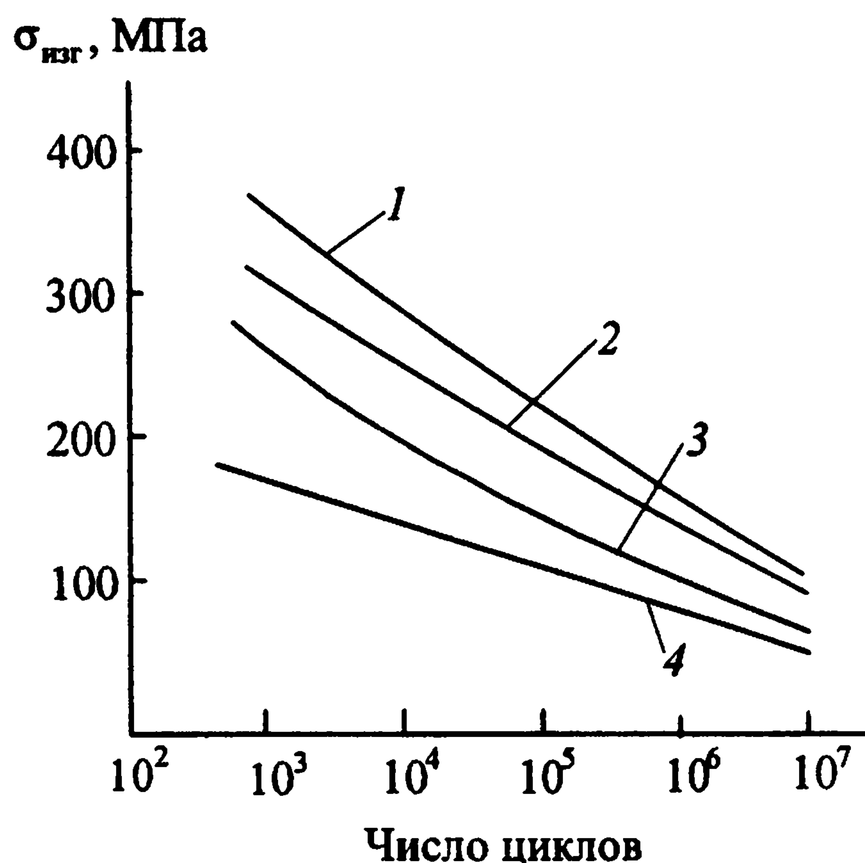


Рис. 10.22. Динамическое сопротивление усталости стеклопластиков на фенолформальдегидной (*1*), эпоксидной (*2*), полиэфирной (*3*), кремнийорганической (*4*) матрице

По применению стеклопластики делят на конструкционные, электротехнические и радиотехнические. В качестве конструкционного материала используют как однонаправленные, так и неориентированные стеклопластики.

Однонаправленные стекловолокниты применяют для изготовления труб и различных профилей, в которых в условиях эксплуатации нагрузки направлены по длине детали. Полосы или профильные накладки из однонаправленных стеклопластиков наклеивают на наиболее нагруженные сечения детали по ее длине, тем самым выполняют местное упрочнение конструкции. Это дает экономию расхода конструкционных материалов и позволяет использовать методы проектирования, разработанные для металлических конструкций.

Неориентированные пластики применяют в производстве корпусов лодок, автомобилей, катеров, мебели, покрытий полов, облицовки бытовых и железобетонных конструкций, силовых деталей электрооборудования.

Материалы с перекрестным армированием используют в конструкциях типа оболочек, в секциях крыльев, хвостового оперения и фюзеляжа самолетов. Из этих материалов производят плиты, трубы, корпуса ракет и твердотопливных двигателей, сосуды высокого давления, лопасти вертолетов, радиолокационные обтекатели, топливные баки, пресс-формы, изоляторы для электродвигателей и трансформаторов, футеровку емкостей для химического машиностроения и другие изделия для различных областей техники.

Углепластики (карбоволокниты). Это композиционные материалы на основе полиамида эпоксидной, эпокситрифенольной и других смол различного состава с упрочнителями из углеродных волокон. Отверждение связующих происходит без выделения низкомолекулярных соединений. В ре-

зультате формирование изделий возможно при невысоком давлении, что позволяет сохранить целостность хрупких упрочняющих волокон. Смолы плохо смачивают углеродное волокно, поэтому волокна предварительно подвергают травлению, вискеризации.

Упрочнители используют в виде жгутов ВМ3, ВМ4 и тканевых лент ЛУ1, ЛУ2, ЛУ3, выполненных из высокопрочных и высокомодульных углеродных волокон. Состав и свойства углепластиков типа КМУ представлены в табл. 10.12.

Таблица 10.12. **Состав и физико-механические свойства углепластиков**

Марка	Материал	Упрочнитель	Плотность, кг/м^3	Прочность вдоль волокон, МПа	Модуль упругости$\cdot 10^{-3}$, МПа	Предел выносливости на базе 10^7 циклов, МПа	Предел прочности за 1000 ч, МПа	Рабочая температура, °С
КМУ-1	Эпокси-трифе-нольная смола	Жгут ВМН-3	1500	740	160	350	660	
КМУ-4		Жгут ВМН-4	1500	1200	180	500	880	
КМУ-1л	Поли-имид	Лента ЛУ-2	1400	650	120	300	600	300
КМУ-2л		Жгут ВМН-4	1400	900	140	400	800	300
КМУ-3	Эпокси-феноль-ная смола	Лента ЛУ-2	1400	650	120	300	600	200

Рабочая температура углепластиков определяется их связующей. Наиболее высокие рабочие температуры имеют стеклопластики на полиимидной основе.

По удельной прочности и жесткости углепластики существенно превосходят стеклопластики, сталь, алюминиевые и титановые сплавы. Слабая адгезионная связь полимерной связующей с углеродным волокном обусловливает их пониженную прочность при межслоевом сдвиге. Прочность стеклопластика КМУ-1В, армированного вискеризованным углеродным жгутом, имеет прочность при межслойном сдвиге до 100 МПа.

Анизотропия свойств у углепластиков выражена еще более резко, чем у стеклопластиков.

Отношение модулей упругости наполнителя и матрицы у углепластиков достигает 100, в то время как у стеклопластиков ~30. Кроме того, упрочняющие волокна углепластиков резко отличаются упругими свойствами по

направлениям вдоль и перпендикулярно оси волокон, что дополнительно вызывает повышенную их анизотропность.

Углепластики отличаются высоким усталостным сопротивлением нагрузкам в результате меньшей деформации, чем у стеклопластиков, при одинаковом уровне напряжений, что снижает растрескивание матрицы.

По вибропрочности и демпфирующей способности углепластики превосходят многие металлы. Высокая теплопроводность углеродных волокон способствует рассеиванию энергии колебаний и снижает саморазогрев материала за счет сил внутреннего трения.

Высокомодульные углеродные волокна, обладая низким отрицательным коэффициентом термического расширения, придают углепластикам особые свойства, расширяющие диапазон их применения. Детали, выполненные из углепластика, с изменением температуры мало изменяют размеры и форму. Из-за довольно высокой электропроводности стеклопластики применяют как антистатики и электрообогревающие материалы.

Большое распространение углепластики получили как конструкционный материал в отраслях новой техники: авиация, космонавтика, ядерная техника. Из них производят конструкции, работающие на устойчивость под воздействием внешнего изгибающего момента, давления: лопасти несущего винта вертолетов; корпуса компрессора и вентилятора, вентиляторные лопатки; диски статора и ротора компрессора низкого давления авиационных двигателей. В результате применения в этих узлах углепластиков взамен металлов масса двигателя снижается на 15—20%.

В космической технике из углепластиков изготавливают панели солнечных батарей, баллоны высокого давления, теплозащитные покрытия. Применение углепластиков в конструкциях самолетов сдерживается неизбежной дефектностью их структуры в виде трещин, пор, отслоений, которая закладывается на начальной стадии смачивания наполнителя жидкой матрицей. Трещины на волокнах уменьшают поверхность межфазного взаимодействия и повышают концентрацию напряжений в отверждаемой матрице.

Углепластики, как химически стойкий материал, применяют в производстве насосов для перекачки коррозионноактивных сред.

Бороволокниты содержат в качестве армирующего наполнителя борные волокна. Борные волокна используются в виде отдельных нитей непрерывной длины диаметром 100 или 150 мкм, однонаправленных лент различной ширины, в которых параллельные борные волокна сплетены стеклянной нитью для придания формоустойчивости, листового шпона, тканей.

В боропластиках матрицей служат модифицированные эпоксидные и полиимидные смолы.

Бороволокниты КМБ-1 и КМБ-1К на эпоксицианатном связующем способны длительное время работать при 200 °С. Бороволокнит КМБ-2К на основе амидимидного связующего имеет рабочую температуру 300 °С. Мате-

Пределы длительной прочности эвтектических композиционных материалов превосходят пределы длительной прочности современных жаропрочных сплавов при рабочих температурах выше 900 °С (рис. 10.19).

Эвтектические композиционные материалы на основе никеля применяют в основном в космической и ракетной технике для изготовления сопловых рабочих лопаток и крепежных деталей газотурбинных двигателей.

10.5. Композиционные материалы на неметаллической основе

В качестве матрицы в композиционных материалах на неметаллической основе используют отвержденные эпоксидные, полиэфирные, фенольные, полиамидные и другие смолы. Наиболее распространены композиции, армированные стеклянными, углеродными, органическими, борными и другими видами волокон.

Композиты, армированные однотипными волокнами, получили названия по упрочняющему волокну. Так, композицию, содержащую наполнитель в виде длинных стекловолокон, располагающихся ориентированно отдельными прядями, называют ориентированным стекловолокнитом. Неориентированные стекловолокниты содержат в качестве наполнителя короткое волокно. В том случае, если упрочнителем является стеклоткань, — стеклотекстолитом. Композиционный материал, содержащий углеродное волокно, называют углеволокнитом, борное волокно — бороволокнитом, органическое волокно — органоволокнитом (органитом).

Композиционные материалы с полимерной матрицей обнаруживают целый ряд достоинств, среди которых следует назвать высокие удельные прочностные и упругие характеристики, стойкость к воздействию агрессивных сред, хорошие антифрикционные и фрикционные свойства наряду с высокими теплозащитными и амортизационными свойствами. Вместе с тем пластики имеют и недостатки: низкую прочность и жесткость при сжатии и сдвиге, снижение прочности при повышении температуры до 100—200 °С, изменение физико-механических характеристик при старении и под воздействием климатических факторов.

В настоящее время пластики получают все большее, интенсивное распространение по причине простоты, технологичности и дешевизны производства из них деталей.

В композиции с полимерной матрицей усилие от матрицы к армирующему элементу передается за счет сил межмолекулярного взаимодействия и имеет адгезионный характер. Обеспечить прочную связь между волокном и

Борные волокна, являясь полупроводниками, придают боропластикам повышенную теплопроводность и электропроводность: λ = 43 кДж/(м·К); ρ_V = = $1{,}94\cdot10^7$ Ом·см; ε = 12,6—20,5 (при частоте тока 10^7 Гц); tg δ = 0,02—0,05 (при частоте тока 10^7 Гц).

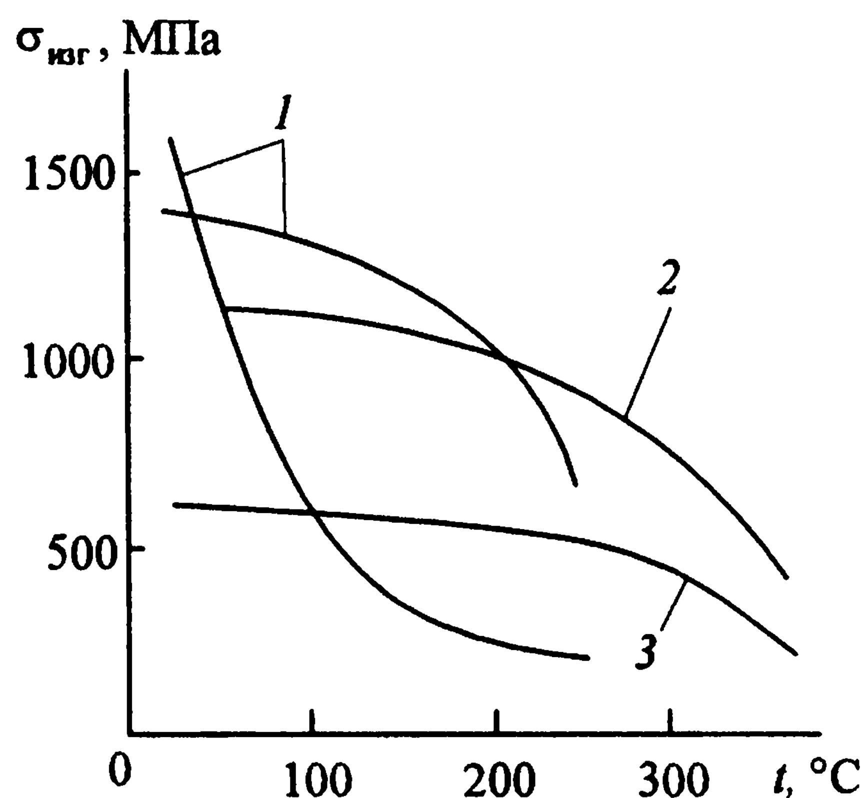


Рис. 10.24. Зависимость разрушающего изгибающего напряжения бороволокнитов с различными матрицами от температуры:
1 — эпоксидная; *2* — полиимидная; *3* — кремнийорганическая

Наибольшее применение боропластики нашли в авиационной и космической технике. Их высокая прочность и жесткость при сжатии используются в конструкциях деталей летательных аппаратов: балок, стрингеров, стоек шасси. Широко используются боропластики в качестве подкрепляющих усиливающих элементов металлических силовых конструкций, бандажных дисков и роторов компрессоров газотурбинных двигателей. Так, применение упрочняющих колец из бороволокна в конструкции диска, выполненного из титанового сплава, компрессора газотурбинного двигателя уменьшает его массу на 40% при сохранении показателей надежности и прочности изделия.

Механическая обработка бороволокнитов затруднена и для ее проведения применяют дорогостоящий алмазный и твердосплавный инструмент.

Органоволокниты — композиционные материалы. состоящие из полимерной матрицы и наполнителей — синтетических волокон — капрона, нитрона, найлона, лавсана.

Технология изготовления органитов отличается от технологии производства стекло- и углепластиков. Высокая прочность органопластиков реализуется при весьма точной укладке волокон. Нарушения укладки волокон в композиционном материале после переработки вызывают их сильную деформируемость и, как следствие, снижение их прочности в 2—5 раз по сравнению с волокнами до переработки.

Природа волокна и матрицы одинакова, поэтому адгезия связующего к наполнителю из-за химического взаимодействия между ними высока. Значительная адгезионная прочность между матрицей и волокном, близость значений их температурных коэффициентов линейного расширения позволяют получать органопластики с бездефектной, практически беспористой (пористость 1—3%) структурой и стабильными механическими свойствами.

Волокна упрочнителя отличаются неоднородной структурой, состоящей из ориентированных макромолекул и их совокупности — фибрилл. Ориента-

ция фибрилл и макромолекул в направлении оси волокна придает волокнам высокие значения прочности и жесткости при растяжении. В отдельных элементах, вследствие его неоднородности, возникают различные напряженные состояния. Между элементами волокна в результате возникают напряжения сдвига, приводящие к расщеплению волокна вдоль оси, а затем и разрушению. Такой разрыв упрочняющих волокон вызывает значительную работу разрушения композиции в целом. Так, ударная вязкость органопластика с эластичным наполнителем составляет 600—700 кДж/м^2.

Механические свойства органопластиков зависят от типа волокна (табл. 10.14). Объемная доля волокон составляет 35—37%.

Слабые межмолекулярные связи в волокнах-упрочнителях — причина низкой прочности и жесткости органоволокнитов при сжатии.

Таблица 10.14. **Механические свойства органопластиков с различными упрочнителями**

Матрица	Армирующее волокно	Прочность, МПа, при	
		изгибе	растяжении
Эпоксидная смола	Лавсан	102	—
	Полиимидное (армид)	170	117
	Полиамидное (фенилон)	222	142
	СВМ	351	550

Предельная деформация при сжатии определяется искривлением волокон, а не их разрушением.

Чаще в качестве упрочнителя применяют высокопрочное синтетическое волокно модифицированное (СВМ), а матрица — эпоксидная, эпоксицианатная (органит 5Т), эпоксифенольная (органит 7Т и 7ТО), эпоксиноволачная (органит 10Т). Органиты имеют высокую прочность при динамическом и статическом нагружении. Прочность и жесткость органитов самым существенным образом зависят от структуры наполнителя (табл. 10.15). Большинство органитов может длительное время работать при 100—150 °С.

Дополнительное армирование органоволокнитов, например, углеродными или борными волокнами, затрудняющими искривление органических волокон, повышает их прочность при сжатии.

Структура ткани, армирующей органит, в основном зависит от конструкции детали (конфигурации, толщины монослоя), технологии формирования.

Органиты обнаруживают высокое сопротивление знакопеременным нагрузкам и высокие теплозащитные свойства.

Органоволокниты используют в элементах несущих и вспомогательных конструкций современных самолетов и вертолетов. Их применяют для обшивки самолетов и вертолетов, лопастей несущих винтов вертолетов, по

крепляющих элементов балок, в панелях пола, в сотовых конструкциях. Применение органоволокнитов на 20—40% снижает массу деталей при сохранении их эксплуатационной надежности.

Таблица 10.15. **Состав и физико-механические свойства органитов**

Марка	Матрица	Упрочнитель	Модуль упругости $E \cdot 10^{-3}$, МПа	Прочность при растяжении, МПа	Предел прочности при сдвиге, МПа	Предел усталости, МПа	Горючесть
5Т	Эпокси-цианат	Ткань СВМ атласного плетения	24,3	545	26	70	Самозатухающий
7Т	Эпоксифенол	Ткань СВМ	31	700	33	120	Трудносгорающий
10Т	Эпоксиноволачная	Ткань СВМ	34	740	40	140	Горючий
7ТО	Эпоксифенол	СВМ однонаправленное	65	1200	—	—	Трудносгорающий

10.5.2. Обработка и соединение композиционных материалов

На практике часто возникает необходимость соединения деталей узлов из композиционных материалов между собой и с конструкциями, выполненными из металлов и сплавов. В этом случае задача сводится к обеспечению равнопрочности соединения с основным материалом. Соединение композиционного материала производится через матрицу, по прочности существенно уступающей волокнам. В месте соединения волокна претерпевают разрывы и для обеспечения прочности соединения необходимо использовать большие перекрытия. Отношение длины перекрытия к толщине материала обычно не менее 20.

К металлическим композиционным материалам применимы методы соединения точечной и диффузионной сваркой, пайкой, с помощью болтов, заклепок и клеев.

Наиболее надежным и дешевым способом соединения композиционных материалов является точечная сварка. Высокое качество и надежность соединения обеспечиваются режимами сварки, при которых упрочняющие волокна не подвергаются длительному нагреву и не перерезаются. Сварка ком-

позиционных материалов требует тщательного выбора режимов, которые реализуются на обычном сварочном оборудовании или усовершенствованном, обеспечивающем более плавное регулирование давления и температуры.

Соединение с помощью болтов и заклепок менее эффективно, чем соединение, полученное точечной сваркой. Сверление отверстий неизбежно связано с разрушением волокон, и прочность таких соединений зависит от прочности материала матрицы. Прочность болтовых и заклепочных соединений повышают дополнительным перекрестным армированием их фольгой из коррозионностойких сталей, сплавов. Во избежание поломок волокон (например, борных) внешний слой матрицы должен быть не очень тонким. Величина усилия натягивания болтов и заклепок контролируется и устанавливается в зависимости от качества соединяемых материалов.

Прочность клеевых соединений зависит от способа и качества подготовки поверхности. Для очистки поверхностей соединения от посторонних включений используют пескоструйную или механическую обработку вращающейся стальной щеткой.

Комбинированные клееболтовые и клеезаклепочные соединения более прочны и надежны, чем соединения клеевые или механические в отдельности.

Композиционные материалы, армированные металлическими и углеродными волокнами, удовлетворительно обрабатываются методами механической обработки: резкой, фрезерованием, сверлением, шлифованием. Трудности возникают при обработке композиционных материалов, упрочненных вольфрамовой проволокой диаметра, большего 0,3 мм. Механическая обработка материалов, армированных волокнами, методами резания практически невозможна. Борные волокна, обнаруживающие высокие абразивные свойства, быстро притупляют режущие кромки инструмента, а сами волокна вблизи линии реза выкрашиваются, разрушаются и выдергиваются из матрицы. Обрабатывающий инструмент и материал разогреваются, армирующие волокна теряют прочность, а сама композиция очень часто расслаивается.

Наилучшие результаты при сверлении отверстия получены при использовании сверл с алмазными покрытиями режущей кромки. Сверление производится при охлаждении инструмента эмульсией.

Абразивная резка обеспечивает высокое качество краев обрабатываемого материала независимо от направления упрочняющих волокон. Процесс обеспечивает высокую производительность при хорошей стойкости инструмента. Одним из названных методов производят крепление накладок (стопперов) на наиболее нагруженные места конструкции и тем самым повышают ее несущую способность.

Установка накладок в непосредственной близости от концов трещин предотвращает резкое снижение разрушающих напряжений при статических нагрузках с увеличением длины трещины (*l*) (рис. 10.25, *а*) и позволяет затормозить или полностью остановить развитие трещины при циклическом нагружении (рис. 10.25, *б*).

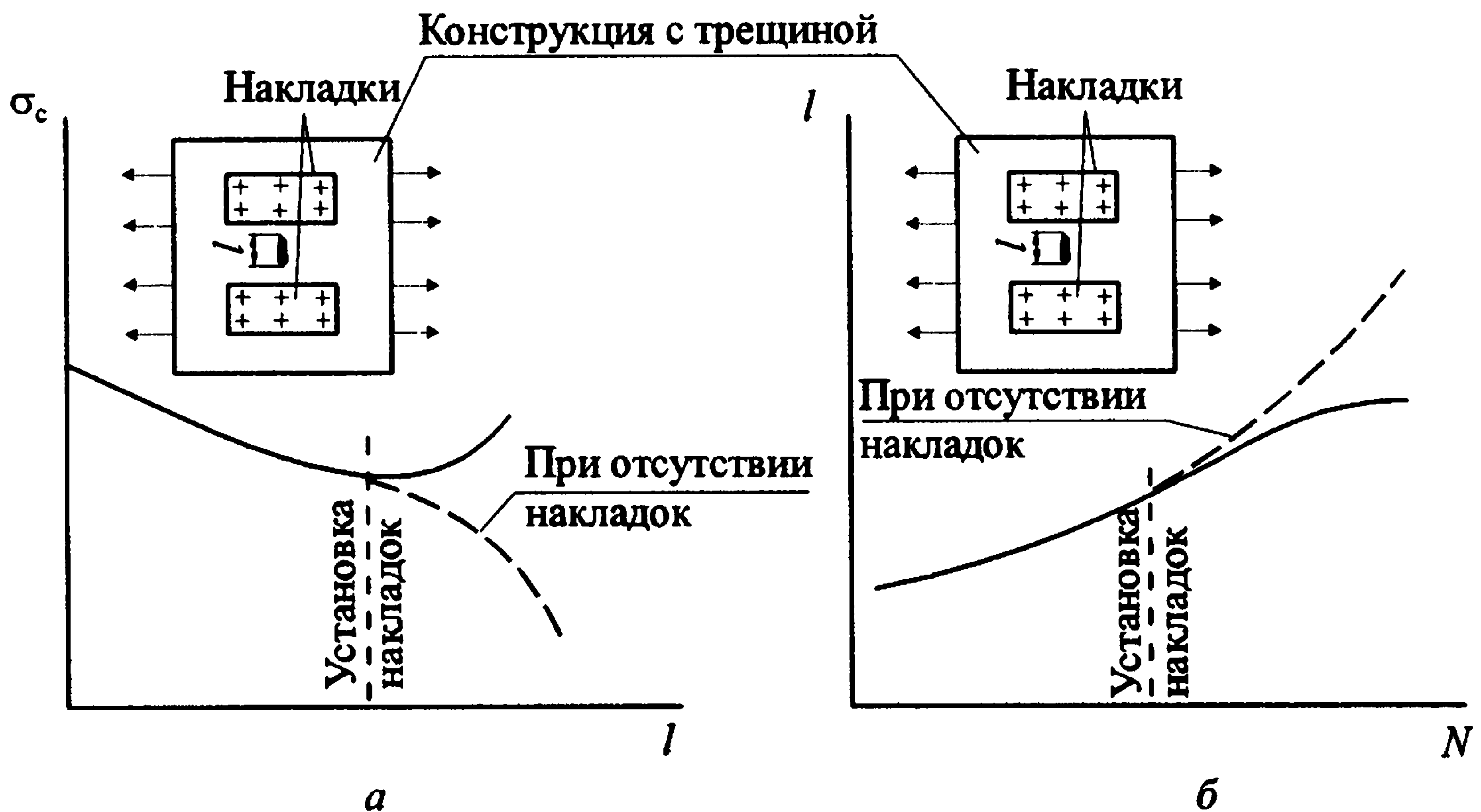


Рис. 10.25. Эффективная роль накладок из композиционных материалов для восстановления работоспособности конструкций с трещинами:
а — зависимость разрушающих напряжений от длины трещины; *б* — зависимость длины усталостной трещины от числа циклов нагрузки

Контрольные вопросы

1. Что представляет собой композиционный материал?
2. Назовите признаки, по которым классифицируют композиционные материалы. Приведите пример классификации.
3. Чем вызвано упрочнение дисперсно-упрочненных и волокнистых композиционных материалов?
4. Назовите материалы, используемые для армирования матриц и рассмотрите их основные прочностные характеристики.
5. Чем обусловлена высокая термическая стабильность свойств эвтектических композиционных материалов.
6. В чем заключаются преимущества композиционных материалов на неметаллической матрице?

Раздел 2. Основы литейного производства

Глава 11. Физическая природа и условия кристаллизации

Процесс литья заключается в заливке расплавленного и перегретого (до оптимальной температуры) металла в литейную форму, внутренняя полость которой соответствует (с определенным допуском) конфигурации и размерам будущей детали.

Достоинства литейной технологии: 1) универсальность, позволяющая получать отливки сложной конфигурации из большой номенклатуры сплавов, широкого диапазона размеров и массы (от нескольких граммов до сотен тонн); 2) экономичность процесса в серийном производстве.

Недостатки процесса литья: 1) пониженные пластичность и прочность литой заготовки по сравнению с деталями, полученными методом штамповки; 2) необходимость проведения сложных и дорогостоящих операций по обеспечению техники безопасности и экологической защиты окружающей среды.

В машиностроении масса литых деталей составляет около 50% массы машин и механизмов, в станкостроении — около 80%. Методом литья получают до 82% изделий из чугуна, до 23% — из стали, 3—6% — из цветных металлов.

11.1. Металлургические основы плавки

Шихтой называют совокупность исходных материалов для плавки, взятых в рассчитанном массовом соотношении. При плавке используют руды или исходные металлы, топливо (при сжигании топлива в печах), легирующие добавки, модификаторы, флюсы, раскислители, шлаки предыдущих плавок.

Руда (природное минеральное сырье) содержит металлы или их соединения в концентрациях и формах, приемлемых для промышленной перера-

ботки. Минералы подразделяют на рудные (содержащие нужный металл) и пустую породу. Например, железные руды могут содержать до 50—60%, а медные — 2—4% основного элемента в исходном сырье.

Железная руда в качестве рудного материала может содержать гематит Fe_2O_3 — 50—60% Fe (руда — красный железняк), магнетит Fe_3O_4 — 55—65% Fe (руда — магнитный железняк) и др.

Марганцевая руда содержит марганец в виде MnO_2, Mn_2O_3 и других оксидов. Ее добавляют до 2—3% в шихту доменных печей. В отечественных железных рудах пустая порода обычно кислая, с избытком SiO_2.

Топливо является не только источником теплоты, но и реагентом, восстанавливающим металл из его оксидов и других соединений. Различают две разновидности топлива: а) естественное (дрова, горючие сланцы, торф, уголь, нефть, природный газ); его сжигают без предварительной обработки; б) искусственное (бензин, керосин, мазут, генераторный и коксовый газ, древесный уголь, торфяной и каменноугольный кокс и др.), перерабатываемое из естественного химическим или тепловым способом. Так, подвергая тепловой обработке (без доступа воздуха) коксующиеся угли при 1000—1100 °С, получают каменноугольный кокс. Топливо содержит свободный углерод, углеводороды, соединения серы, кислорода, азота, различные минеральные соединения, переходящие при сгорании в золу, и др.

Важной задачей является поиск дешевого топлива, поскольку, например, стоимость кокса составляет 45—55% себестоимости чугуна.

Природный газ — метан CH_4 — является высококалорийным и дешевым в нашей стране топливом. Он используется в доменной плавке. Перспективным видом топлива является водород; его можно использовать для прямого восстановления железа.

Легирующие добавки — это вещества (например, металлы, ферросплавы), специально вводимые в сплав для придания ему особых свойств (прочности, пластичности, коррозионной стойкости, жаропрочности, жаростойкости, увеличения прокаливаемости и ударной вязкости, повышения сопротивления теплосменам и т. д.). Например, наличие хрома в стали (более 12%) обеспечивает ей повышенную коррозионную стойкость; Ni, V, Mo, W — жаропрочность; Al, Si, Cr повышают жаростойкость никелевых сплавов и сталей.

Модификаторы. Модифицирование заключается во введении в расплав небольших добавок (0,01—0,1%) веществ, оптимально изменяющих форму и размеры структурных составляющих, а через них и структурно-чувствительные свойства сплава. Наибольший эффект модифицирования наблюдается в сплавах, обладающих малой исходной пластичностью и, как следствие, пониженной прочностью. Различают два механизма воздействия модификаторов на процесс кристаллизации (так называемые два вида модифицирования).

1. Образование искусственных центров кристаллизации с последующей сфероидезацией их формы (процесс инокуляции). Инокуляция реализуется при условии большей тугоплавкости (более высокой температуры плавления) вводимых добавок по сравнению со сплавом.

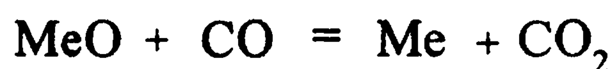
2. Формирование барьеров на пути растущих кристаллов, тормозящих их рост (процесс лимитации).

Модификаторы, которые являются поверхностно-активными веществами, концентрируются в поверхностных зонах кристаллов. Широко известен способ модифицирования силумина солями натрия ($NaCl + NaF$), в результате которого происходят измельчение структуры эвтектики ($\alpha + Si$) и снижение температуры ее кристаллизации, а также увеличение доли α-твердого раствора. Все это обеспечивает значительное (в 2 раза) повышение пластичности сплава: $\delta \geqslant 1$—2% (до модифицирования); $\delta \geqslant 3$—4% (после модифицирования). Модифицирование серого чугуна магнием приводит к изменению формы графитовых включений с пластинчатой на глобулярную (шаровидную), что способствует повышению комплекса механических свойств.

Флюсы обеспечивают сплавление пустой породы руды, вредных примесей и золы топлива в относительно легкоплавкие шлаки. При выплавке чугуна в качестве флюса используют известняк ($CaCO_3$, иногда совместно с $MgCO_3$), а при выплавке стали — известняк, известь, боксит, плавиковый шпат (CaF_2) и др. Шлаки затем удаляются из печного пространства.

Раскислители — это элементы или соединения, вводимые в расплав для удаления растворенного в нем кислорода и восстановления оксидов данного металла. Широко применяется внутреннее (осадочное) раскисление, заключающееся во введении в расплав специальных добавок, связывающих кислород в нерастворимые в расплаве соединения: $Me + O \rightarrow MeO$.

При этом лучше удаляются оксиды с шарообразной формой и меньшей плотностью (они всплывают). Лучший эффект раскисления достигается в том случае, если продукты реакции находятся в жидком или газообразном состоянии. В первом случае они легко переходят в шлак, а во втором — легко удаляются из расплава в виде газовых пузырьков. Именно поэтому при раскислении меди используют фосфор, образующий жидкие фосфаты меди. Раскислителем никелевых сплавов является углерод, взаимодействующий с кислородом расплава с образованием пузырьков CO. Для раскисления сталей применяют сложные раскислители, содержащие кремний, марганец, кальций, связывающие кислород в жидкие (при данной температуре) силикаты. Для завершения раскисления в сталь обычно добавляют более сильный раскислитель — алюминий. Восстановителями оксидов железа в доменной печи служат углерод, оксид углерода и водород:



$$MeO + CO = Me + CO_2$$



$$CO_2 + C = 2CO$$

Шлаки являются продуктом взаимодействия флюсов с пустой породой, золой топлива, огнеупорной футеровкой печи и вредными примесями при выплавке металлов. Обладая небольшой плотностью (2—4 Мг/м^3), они всплывают на поверхность расплава, изолируя его от непосредственного влияния печных газов. Шлаки подразделяют на кислые (кварциты, SiO_2), основные (CaO, MgO, MnO, FeO) и нейтральные (Al_2O_3, щелочные и щелочноземельные хлориды и фториды).

Огнеупорные материалы применяют для создания защитной внутренней облицовки (футеровки) металлургических печей, разливочных ковшей, химических аппаратов, ванн и пр. Они должны обладать следующими свойствами: высокой температурой размягчения, хорошей химической стойкостью и постоянством объема при резких перепадах температур. Огнеупоры подразделяются на:

а) кислые — динас: 93—96% SiO_2, связка — 2—3% CaO; $t_{раб}$ до 1730 °С;

б) основные — магнезит: 91—94% MgO, связка — 1—2% CaO (остальное — Fe_2O_3, SiO_2, Al_2O_3); $t_{раб}$ до 2000 °С и выше (под нагрузкой размягчается при 1500 °С);

в) нейтральные: шамотные, высокоглиноземные и хромитовые. Шамотные кирпичи являются широко распространенными огнеупорными изделиями. Шамотные огнеупоры состоят из 28—45% Al_2O_3 и 50—60% SiO_2; $t_{раб}$ до 1200 °С (под нагрузкой) и до 1730 °С без нее. Высокоглиноземные (72—95% Al_2O_3) изделия сохраняют огнеупорность до 1920 °С. Хромитовые огнеупоры содержат более 30% Cr_2O_3 и до 40% MgO, $t_{раб}$ до 1800 °С.

Некоторые особенности плавки металлов. Шихту в печь загружают последовательно: сначала вещества, составляющие основную долю шихты, а также тугоплавкие материалы. Микролегирование осуществляют с помощью лигатур (вспомогательных сплавов). Обязательным условием хорошего растворения добавок является перемешивание расплава. Модифицирование расплава — заключительная операция.

Важную роль в процессе литья играет рафинирование (очищение) расплава от растворенных газов (кислорода, азота, водорода) и неметаллических включений (оксидов, шлаков, разрушенной футеровки). Удаление неметаллических включений осуществляют отстаиванием расплава, рафинированием флюсами, а также фильтрованием (пропусканием расплава через пористые материалы). Растворенные газы, за исключением кислорода, удаляются из расплава его вакуумированием, продувкой инертными к данному металлу газами (аргон, гелий и др.), а также вымораживанием (охлаждением расплава с малой скоростью почти до твердого состояния с последующим быстрым нагревом до требуемой температуры). Для обеспечения всплывания шлаков, оксидов и пузырьков газа на поверхность ванны перед разливкой расплав выдерживают (в среднем порядка 15 мин) при температуре выше ликвидуса на 100—200 °С.

ция фибрилл и макромолекул в направлении оси волокна придает волокнам высокие значения прочности и жесткости при растяжении. В отдельных элементах, вследствие его неоднородности, возникают различные напряженные состояния. Между элементами волокна в результате возникают напряжения сдвига, приводящие к расщеплению волокна вдоль оси, а затем и разрушению. Такой разрыв упрочняющих волокон вызывает значительную работу разрушения композиции в целом. Так, ударная вязкость органопластика с эластичным наполнителем составляет 600—700 кДж/м^2.

Механические свойства органопластиков зависят от типа волокна (табл. 10.14). Объемная доля волокон составляет 35—37%.

Слабые межмолекулярные связи в волокнах-упрочнителях — причина низкой прочности и жесткости органоволокнитов при сжатии.

Таблица 10.14. **Механические свойства органопластиков с различными упрочнителями**

Матрица	Армирующее волокно	Прочность, МПа, при	
		изгибе	растяжении
Эпоксидная смола	Лавсан	102	—
	Полиимидное (армид)	170	117
	Полиамидное (фенилон)	222	142
	СВМ	351	550

Предельная деформация при сжатии определяется искривлением волокон, а не их разрушением.

Чаще в качестве упрочнителя применяют высокопрочное синтетическое волокно модифицированное (СВМ), а матрица — эпоксидная, эпоксицианатная (органит 5Т), эпоксифенольная (органит 7Т и 7ТО), эпоксиноволачная (органит 10Т). Органиты имеют высокую прочность при динамическом и статическом нагружении. Прочность и жесткость органитов самым существенным образом зависят от структуры наполнителя (табл. 10.15). Большинство органитов может длительное время работать при 100—150 °С.

Дополнительное армирование органоволокнитов, например, углеродными или борными волокнами, затрудняющими искривление органических волокон, повышает их прочность при сжатии.

Структура ткани, армирующей органит, в основном зависит от конструкции детали (конфигурации, толщины монослоя), технологии формирования.

Органиты обнаруживают высокое сопротивление знакопеременным нагрузкам и высокие теплозащитные свойства.

Органоволокниты используют в элементах несущих и вспомогательных конструкций современных самолетов и вертолетов. Их применяют для обшивки самолетов и вертолетов, лопастей несущих винтов вертолетов, под-

лательное разделение струи. Однако при этом уменьшается возможность затекания металла в острые углы и кромки формы, что вызывает их закругление и снижает тем самым точность размеров отливки. Присутствие в стали и чугуне добавок алюминия приводит к образованию на поверхности расплава пленки оксида алюминия; при этом поверхностное натяжение повышается и литейная форма начинает плохо смачиваться расплавом. Для металлов с высокой температурой плавления характерны более высокие значения поверхностного натяжения (по сравнению с таковыми для легкоплавких металлов). Однако поверхностное натяжение при литье достигает еще более высоких значений вследствие неизбежного окисления металлов. Образующиеся на поверхности расплава оксидные пленки могут быть сплошными и относительно прочными (Al_2O_3, Cr_2O_3) или хрупкими (MgO), дефектными (ZnO), разрывающимися при движении металла и перемешивающимися с ним. При заливке формы оксидные пленки оказывают сопротивление течению расплава и замедляют заполнение им формы.

Отведенная в форму теплота $Q_{отв}$ при охлаждении расплава от температуры заливки до начала кристаллизации равна сумме теплот $Q_{пер} + Q_{крист}$, где $Q_{пер}$ — теплота, выделяющаяся при снятии перегрева ($\Delta T_{пер}$) жидкого металла, и $Q_{крист}$ — теплота кристаллизации. Увеличение количества отводимой теплоты $Q_{отв}$ способствует лучшей заполняемости формы расплавом. Теплоту перегрева можно определить по формуле

$$Q_{пер} = V\rho C\Delta T_{пер},$$

где V — объем металла; ρ — плотность; C — удельная теплоемкость.

Теплота кристаллизации рассчитывается по формуле

$$Q_{крист} = V\rho L,$$

где L — удельная теплота кристаллизации.

Вязкость расплава (η) влияет на заполнение литейной формы расплавом. Вязкому расплаву требуется больше времени для заполнения формы, что приводит к ее недоливу. Вязкость также оказывает влияние на характер движения расплава (ламинарное или турбулентное течение). В табл. 11.1 приводятся некоторые физические свойства металлов.

Таблица 11.1. **Основные физические свойства металлов**

Металл	η, Па·с	γ, Н/м	L, кДж/кг	$\rho\cdot10^3$, кг/м^3	$C_ж$, кДж/(кг·К)
Fe	5,5	1,8	270	7,87	0,71
Al	1,2	0,85	400	2,71	1,09
Cu	3,5	1,1	205	8,96	0,51
Mg	1,3	0,51	370	1,74	1,2

позиционных материалов требует тщательного выбора режимов, которые реализуются на обычном сварочном оборудовании или усовершенствованном, обеспечивающем более плавное регулирование давления и температуры.

Соединение с помощью болтов и заклепок менее эффективно, чем соединение, полученное точечной сваркой. Сверление отверстий неизбежно связано с разрушением волокон, и прочность таких соединений зависит от прочности материала матрицы. Прочность болтовых и заклепочных соединений повышают дополнительным перекрестным армированием их фольгой из коррозионностойких сталей, сплавов. Во избежание поломок волокон (например, борных) внешний слой матрицы должен быть не очень тонким. Величина усилия натягивания болтов и заклепок контролируется и устанавливается в зависимости от качества соединяемых материалов.

Прочность клеевых соединений зависит от способа и качества подготовки поверхности. Для очистки поверхностей соединения от посторонних включений используют пескоструйную или механическую обработку вращающейся стальной щеткой.

Комбинированные клееболтовые и клеезаклепочные соединения более прочны и надежны, чем соединения клеевые или механические в отдельности.

Композиционные материалы, армированные металлическими и углеродными волокнами, удовлетворительно обрабатываются методами механической обработки: резкой, фрезерованием, сверлением, шлифованием. Трудности возникают при обработке композиционных материалов, упрочненных вольфрамовой проволокой диаметра, большего 0,3 мм. Механическая обработка материалов, армированных волокнами, методами резания практически невозможна. Борные волокна, обнаруживающие высокие абразивные свойства, быстро притупляют режущие кромки инструмента, а сами волокна вблизи линии реза выкрашиваются, разрушаются и выдергиваются из матрицы. Обрабатывающий инструмент и материал разогреваются, армирующие волокна теряют прочность, а сама композиция очень часто расслаивается.

Наилучшие результаты при сверлении отверстия получены при использовании сверл с алмазными покрытиями режущей кромки. Сверление производится при охлаждении инструмента эмульсией.

Абразивная резка обеспечивает высокое качество краев обрабатываемого материала независимо от направления упрочняющих волокон. Процесс обеспечивает высокую производительность при хорошей стойкости инструмента. Одним из названных методов производят крепление накладок (стопперов) на наиболее нагруженные места конструкции и тем самым повышают ее несущую способность.

Установка накладок в непосредственной близости от концов трещин предотвращает резкое снижение разрушающих напряжений при статических нагрузках с увеличением длины трещины (l) (рис. 10.25, *а*) и позволяет затормозить или полностью остановить развитие трещины при циклическом нагружении (рис. 10.25, *б*).

зародышей, вырастающих затем в кристаллиты (зерна). *Минимальный размер зародыша,* обеспечивающий его устойчивость, рост и осуществление процесса кристаллизации, называют *критическим* (рис. 11.3). В процессе образования зародыша размером $r_{кр}$ происходят увеличение межфазной поверхностной энергии (ΔG_s) и уменьшение объемной свободной энергии (ΔG_V) расплава за счет появления поверхностей раздела. Общее изменение свободной энергии металла ($\Delta G_{общ}$) в результате формирования твердой частицы сферической формы радиуса r равно

$$\Delta G_{общ} = \Delta G_V + \Delta G_s = -L\rho(\Delta T/T_{пл})(4/3)\pi r^3 + 4\pi r^2 \gamma_{т-ж}, \qquad (11.1)$$

где L — удельная теплота кристаллизации; ρ — плотность металла; ΔT — степень переохлаждения; $T_{пл}$ — температура плавления металла; $\gamma_{т-ж}$ — удельная поверхностная (межфазная) свободная энергия на границе твердой и жидкой фаз.

Зародыш может сохраняться лишь при условии уменьшения $\Delta G_{общ}$ (при фиксированном переохлаждении ΔT). Однако при малых размерах частицы это условие не реализуется, поскольку отношение площади поверхности частицы к объему слишком велико. Зародыши же с размерами, равными и большими критического ($r_{кр}$), растут с уменьшением энергии и поэтому способны к существованию. Критический размер зародыша определяется из условия

$$d(\Delta G_{общ})/dr = 0\,; \qquad (11.2)$$

$$r_{кр} = 2\gamma_{т-ж}T_{пл}/(L\rho\Delta T)\,. \qquad (11.3)$$

Из уравнения (11.3) видно, что с уменьшением межфазного натяжения ($\gamma_{т-ж}$) и увеличением степени переохлаждения критический размер зародыша уменьшается. Процесс зарождения центров кристаллизации количественно оценивается скоростью зарождения центров, т. е. числом центров (ч.ц.), возникающих в единице объема (м^3) за единицу времени (с).

б) Рост кристаллов. Характеризуется скоростью роста (с.р.) линейных размеров кристалла; размерность — м/с. Однородный металл при его охлаждении ниже температуры плавления находится определенное время в жидком состоянии, но оно является метастабильным (неравновесным). Интервалы метастабильности (ΔT) для процессов зарождения центров и их роста не одинаковы: $\Delta T_{с.р.}$ меньше $\Delta T_{ч.ц.}$. На рис. 11.4 приведены зависимости скорости роста кристаллов

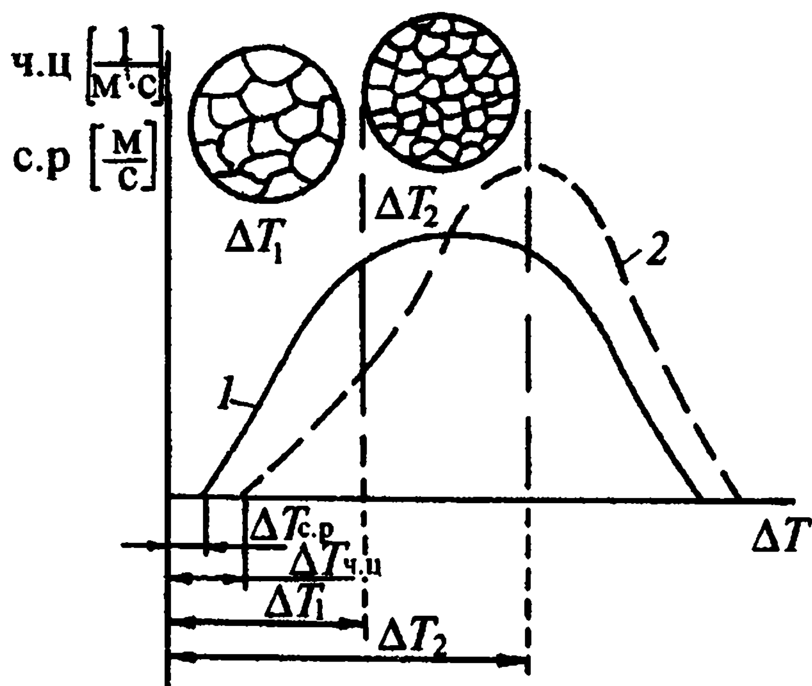


Рис. 11.4. Влияние степени переохлаждения на параметры кристаллизации и структуру металла:
1 — скорость роста (с.р); *2* — число центров (ч.ц)

Раздел 2. Основы литейного производства

Глава 11. Физическая природа и условия кристаллизации

Процесс литья заключается в заливке расплавленного и перегретого (до оптимальной температуры) металла в литейную форму, внутренняя полость которой соответствует (с определенным допуском) конфигурации и размерам будущей детали.

Достоинства литейной технологии: 1) универсальность, позволяющая получать отливки сложной конфигурации из большой номенклатуры сплавов, широкого диапазона размеров и массы (от нескольких граммов до сотен тонн); 2) экономичность процесса в серийном производстве.

Недостатки процесса литья: 1) пониженные пластичность и прочность литой заготовки по сравнению с деталями, полученными методом штамповки; 2) необходимость проведения сложных и дорогостоящих операций по обеспечению техники безопасности и экологической защиты окружающей среды.

В машиностроении масса литых деталей составляет около 50% массы машин и механизмов, в станкостроении — около 80%. Методом литья получают до 82% изделий из чугуна, до 23% — из стали, 3—6% — из цветных металлов.

11.1. Металлургические основы плавки

Шихтой называют совокупность исходных материалов для плавки, взятых в рассчитанном массовом соотношении. При плавке используют руды или исходные металлы, топливо (при сжигании топлива в печах), легирующие добавки, модификаторы, флюсы, раскислители, шлаки предыдущих плавок.

Руда (природное минеральное сырье) содержит металлы или их соединения в концентрациях и формах, приемлемых для промышленной перера-

талл—форма ($t_м$ — температура расплава; $t_ф$ — начальная температура формы); $b_ф = (\lambda_ф C_ф \rho_ф)^{0,5}$ — коэффициент аккумуляции теплоты (мера скорости поглощения теплоты материалом формы); $C_ф$ — теплоемкость формы; $\rho_ф$ — плотность формы; $\lambda_ф$ — теплопроводность формы.

Из уравнения (11.5) видно, что время затвердевания отливки в песчаной форме в основном определяется перепадом температур $\Delta T_{мф}$ и теплоаккумулирующей способностью формы $b_ф$.

11.5. Строение слитка

На форму кристаллов, образующихся при кристаллизации из жидкого состояния, оказывает влияние ряд факторов: скорость и направление отвода теплоты, характер и количество примесей. Образовавшиеся при затвердевании кристаллы в большинстве случаев не имеют правильной кристаллографической огранки, поскольку реализуется дендритный (древовидный) характер их роста: кристаллы имеют разветвленную форму (рис. 11.5, *а*). Рост зарождающихся кристаллов осуществляется неравномерно, преимущественно в определенных направлениях, зависящих от кристаллической структуры металла. Например, в металлах с кубической решеткой наибольшая скорость роста наблюдается в направлениях, соответствующих октаэдрическим осям. Сначала возникают ветви, называемые осями первого порядка (кристаллизация наиболее тугоплавких элементов сплава), от них ответвляются оси второго порядка и т. д. Кристаллизация завершается затвердеванием междендритного пространства (самые легкоплавкие элементы сплава). Однако после завершения кристаллизации дендритная структура кристаллов часто не наблюдается. На месте дендритов возникают зерна, кристаллографическая ориентировка которых обусловлена ориентацией осей дендритов.

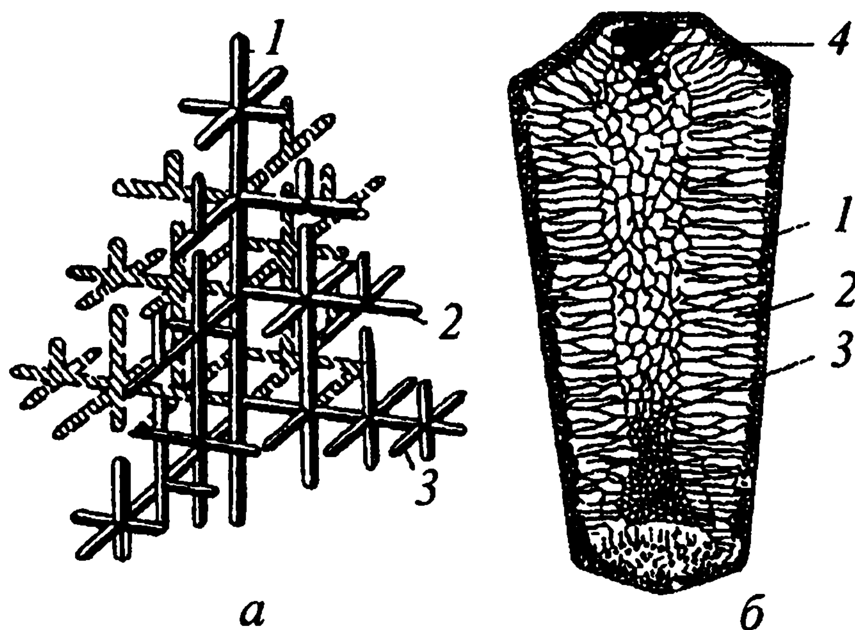


Рис. 11.5. Строение слитка:
а — схема дендрита по Д К Чернову *1*, *2*, *3* — оси первого, второго и третьего порядков соответственно, *б* — зонная структура слитка *1* — мелкие равноосные кристаллы, *2* — столбчатые кристаллы, *3* — равноосные кристаллы больших размеров, *4* — усадочная раковина

Типичная структура слитка (рис.11.5, *б*) состоит из трех основных зон: 1) зоны мелких равноосных кристаллов, образующихся при быстром переохлаждении металла, соприкасающегося со стенкой формы; 2) зоны столбчатых кристаллов, ориентированных вдоль

направления теплоотвода; 3) зоны равноосных кристаллов больших размеров, причем форма зерен в центре слитка обусловлена слабым влиянием теплоотвода. Усадочная раковина *4* формируется в верхней части слитка; в ней металл, затвердевающий в последнюю очередь, является рыхлым, поскольку пронизан газовыми порами и примесями. Эта дефектная область слитка подлежит отрезке.

11.6. Влияние сверхбыстрой кристаллизации на структуру и свойства металлов и сплавов

При охлаждении сплавов цветных металлов (Ti, Al и др.) со скоростью 10^4 °С/с и Fe, Ni, Co со скоростью 10^7 °С/с образуется аморфная структура с отсутствием дальнего порядка в расположении атомов, а также структура со сверхмелким зерном (10^{-10} м). Это обусловлено сильным переохлаждением (большие значения ΔT) и торможением диффузионных процессов, лежащих в основе роста кристаллов. Аморфные сплавы имеют ряд преимуществ по сравнению с кристаллическими:

1. Большое пересыщение твердого раствора за счет торможения диффузионных процессов (табл. 11.2).

Таблица 11.2. **Влияние скорости охлаждения на пересыщение твердого раствора**

Система	Максимальная растворимость в равновесном состоянии	Растворимость при охлаждении со скоростью 10^8 К/с
Ni-Ti	10% Ti	27% Ti
Ni-W	16,4% W	26,3% W

2. При увеличении скорости охлаждения уменьшается разветвленность дендритов (кристаллов древовидной формы); появляются столбчатые и равноосные кристаллы.

3. Наличие оптимального комплекса свойств: низкой магнитострикции, высокой магнитной проницаемости, малой чувствительности к наклепу в сочетании с повышенной прочностью и твердостью, высокой коррозионной стойкости (в десятки раз превышающей стойкость кристаллических тел), уникальных акустических свойств, высокой радиационной стойкости и большого удельного электросопротивления.

Контрольные вопросы

1. В чем сущность процесса литья?
2. Каковы достоинства и недостатки технологического процесса литья?

3. Что представляет собой шихта?
4. Каково назначение огнеупорных материалов, их разновидности?
5. Как проявляется влияние строения и свойств металлических расплавов на процесс литья?
6. Какова физическая природа кристаллизации и ее элементарных процессов?
7. Что такое «критический размер зародыша» при кристаллизации?
8. Каковы факторы, влияющие на продолжительность затвердевания отливок?
9. Какова типичная микро- и макроструктура слитка при кристаллизации?
10. В чем проявляется влияние сверхбыстрой кристаллизации на структуру и свойства металлов и сплавов?

Глава 12. Литейные свойства сплавов

Литейные свойства сплавов характеризуют возможность получения качественных отливок. Важнейшими из них являются жидкотекучесть, усадка и ликвация.

12.1. Жидкотекучесть сплавов и факторы, влияющие на нее

Жидкотекучесть — способность металлов и сплавов в расплавленном состоянии заполнять полость стандартной формы (пробы) и точно воспроизводить очертания отливки. Жидкотекучесть зависит от: а) состава и физико-химических свойств сплава; б) теплофизических свойств формы; в) технологических условий литья. Наибольшая жидкотекучесть характерна для чистых металлов и эвтектических сплавов (рис. 12.1), а наименьшая — для сплавов на основе твердых растворов или гетерогенных структур (представляющих собой твердые растворы с распределенными в них частицами других фаз). Это связано с различным характером процесса затвердевания отливки, обусловленным шириной температурного интервала кристаллизации $\Delta T_{кр}$ — перепада температур между температурой начала (ликвидус) и конца (солидус) кристаллизации для конкретного сплава. Для узкоинтервальных сплавов ($\Delta T_{кр}$ < 30 °C) характерно последовательное затвердевание отливки от поверхности к центру,

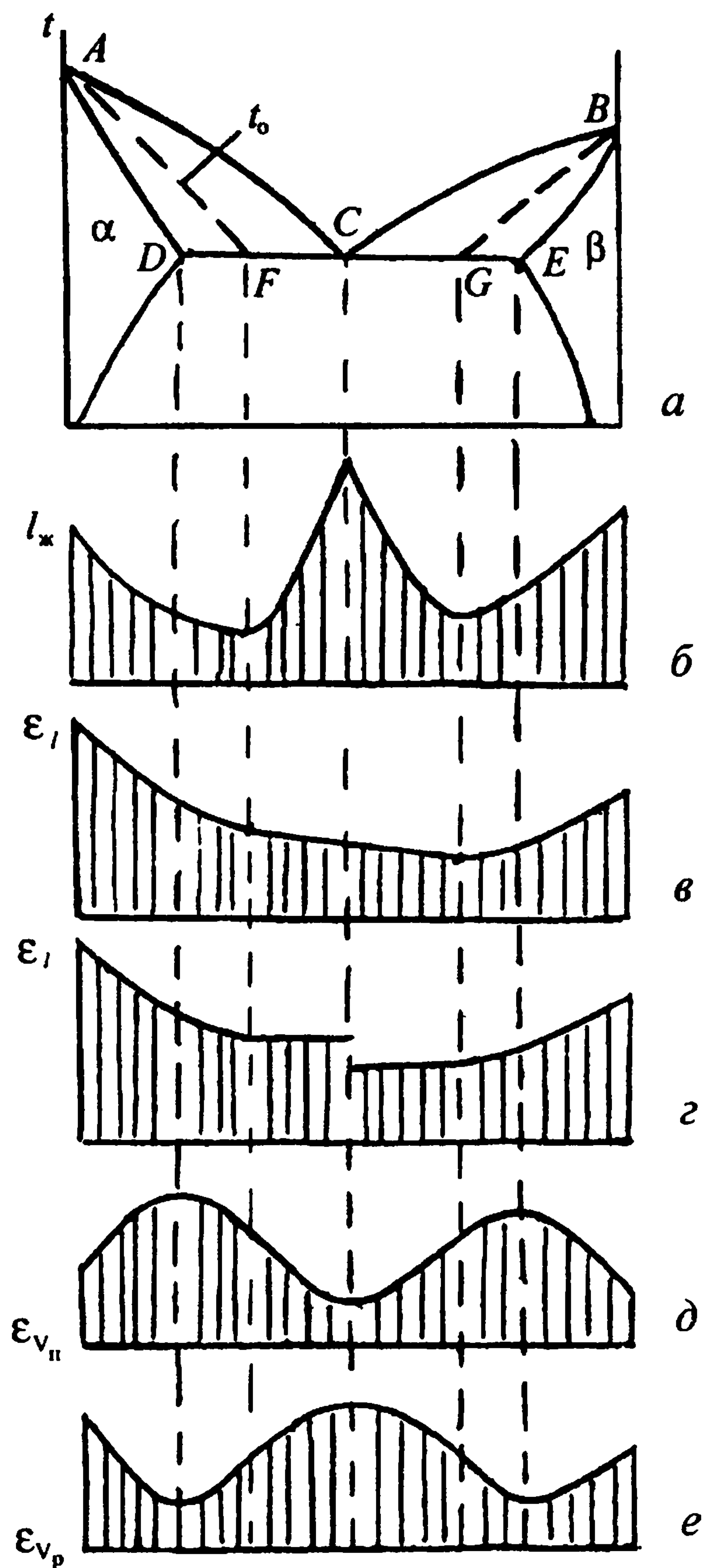


Рис. 12.1. Взаимосвязь литейных свойств сплавов с диаграммой состояния:
а — диаграмма состояния, *б* — жидкотекучесть; *в* — линейная усадка сплавов, компоненты которых близки по свойствам; *г* — линейная усадка сплавов с сильно отличающимися по свойствам компонентами; *д* — доля объемной усадки сплавов, проявляющаяся в образовании пористости; *е* — доля объемной усадки сплавов, проявляющаяся в образовании усадочных раковин

наличие узкой двухфазной зоны (расплав с выделившимися кристаллами), а также сохранение подвижности расплава в форме вплоть до затвердевания 60—80% объема отливки. В то же время последовательное затвердевание может реализоваться лишь при большом градиенте температур по сечению отливки. При этом отливки приобретают столбчатую структуру и отличаются повышенной плотностью и герметичностью. Эвтектические сплавы являются узкоинтервальными. К сплавам с узким температурным интервалом кристаллизации относятся, в частности, латуни. В сплавах на основе твердых растворов и гетерофазных структур при наличии широкого температурного интервала кристаллизации ($\Delta T_{кр}$ > 100 °C) затвердевание осуществляется посредством образования широкой области твердожидкого состояния, когда в расплаве по всему объему отливки почти одновременно выделяются разветвленные кристаллы (дендриты). Такую разновидность процесса кристаллизации называют объемным затвердеванием. Течение расплава в силу повышения его вязкости прекращается уже при содержании твердой фазы более 20—35% от объема. Температура, при которой прекращается течение расплава, называется температурой нулевой жидкотекучести t_0 (рис. 12.1, *а*, линии *AF* и *BG*).

В процессе объемного затвердевания кристаллизация оставшейся жидкой фазы приводит к тому, что во всем объеме отливки происходит выделение растворенных в расплаве газов, при этом возникает много пор, заполненных газом, и мелких усадочных раковин. Широкоинтервальными являются алюминиевые сплавы с 5—10% Cu.

На жидкотекучесть существенно влияют физические свойства сплава: увеличение теплоемкости и удельной теплоты кристаллизации металла способствует повышению жидкотекучести, поскольку при этом возрастает количество выделяющейся теплоты в процессе затвердевания и охлаждения отливки. Вязкость расплавов, увеличиваясь с понижением температуры, снижает жидкотекучесть. Высокое поверхностное натяжение γ, с одной стороны, значительно облегчает разливку металла, но, с другой стороны, способствует закруглению острых углов и кромок в отливках.

Жидкотекучесть зависит от теплофизических свойств материала формы. Мерой скорости, с которой материал формы может поглощать теплоту расплавленного металла, является коэффициент аккумуляции теплоты $b_ф$.

Увеличение $b_ф$ приводит к возрастанию теплоотвода с поверхности расплава, что сокращает время затвердевания металла и тем самым снижает жидкотекучесть. Так, для чугунной формы $b_ф$ на порядок выше, чем для сырой песчаной (14000 и 1150 Вт·с$^{1/2}$/(м^2·К) соответственно). Жидкотекучесть ($l_ж$) можно оценить по теплофизическим свойствам металла и условиям литья:

$$l_ж = A\rho[c(t_ж - t_0) + L_{кр}]/(t_м - t_ф), \qquad (12.1)$$

где $l_ж$ — длина спирали (контрольной части литой пробы), характеризующая жидкотекучесть; ρ — плотность сплава; c — теплоемкость сплава; $L_{кр}$ — удельная теплота кристаллизации (до момента нулевой жидкотекучести); $t_ж$ — температура перегрева металла (над температурой ликвидуса); t_0 — температура нулевой жидкотекучести; $t_м$ и $t_ф$ — температура металла и формы соответственно; A — коэффициент, зависящий от условий литья. Из выражения (12.1) видно, что с повышением температуры литейной формы $t_ф$ жидкотекучесть возрастает. Поэтому для повышения жидкотекучести расплава керамические и металлические литейные формы часто подогревают.

Характер течения расплава (ламинарный или турбулентный) должен оказывать влияние на жидкотекучесть. Характер течения жидкостей в канале диаметром D оценивается значением числа Рейнольдса (Re):

$$\mathrm{Re} = vD/\eta,$$

где v — скорость потока, м/с; η — кинематическая вязкость металла, м^2/с. При $\mathrm{Re} > \mathrm{Re}_{кр}$ течение жидкости становится неустойчивым, в потоке возникают завихрения, приводящие к увеличению гидравлического сопротивления течению и, как следствие, к снижению жидкотекучести. Если учесть, что для стали $\mathrm{Re}_{кр} = 3500$, $\eta_{ст} = 0{,}4\cdot10^{-6}$ м^2/с, а для чугуна $\mathrm{Re}_{кр} = 7000$, $\eta_{чуг} = 0{,}3\cdot10^{-6}$ м^2/с, то критическая скорость потока для стали равна $v_{кр} = 0{,}0014/D$ м/с, а для чугуна $v_{кр} = 0{,}0021/D$ м/с. Расчеты показывают, что турбулентное течение чугуна наступает при скорости, в 1,5 раза большей, чем у стали.

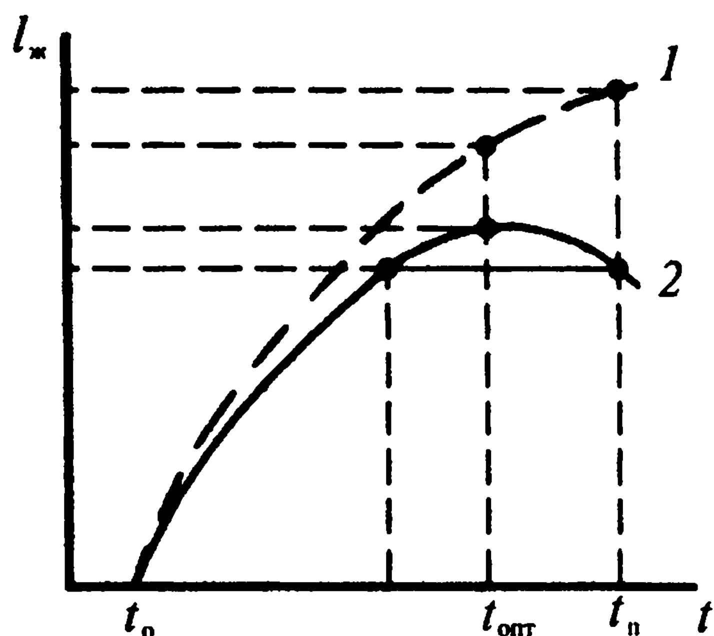


Рис. 12.2. Влияние среды и температуры расплава на его жидкотекучесть:

1 — вакуум; *2* — воздух

Высокое качество поверхности отливки при литье под давлением, точность ее геометрических параметров и четкость оформления рельефа обеспечиваются гидродинамическим давлением ($P_ф$) расплава на стенку формы, возникающим в момент окончания движения расплава:

$$P_ф = \rho_м v_ф^2, \qquad (12.2)$$

где $\rho_м$ — плотность расплава; $v_ф$ — скорость потока в форме.

Жидкотекучесть зависит от склонности металла к окислению, сплошности и прочности оксидной пленки. При заливке формы оксидные пленки оказывают сопротивление течению расплава и замедляют заполнение им формы. В случае плавки и заливки металла в вакууме или защитной среде жидкотекучесть возрастает с повышением температуры перегрева ($t_п$) расплава (рис. 12.2, кривая *1*). При заливке на воздухе (рис. 12.2, кривая *2*) температурная зависимость жидкотекучести имеет максимум ($t_{опт}$), соответствующий температуре, превышение которой вызывает активное окисление расплава с образованием оксидных пленок.

Жидкотекучесть сплавов оценивается путем заливки специальных технологических проб (отливки в виде тонких прутков, прямых и спиральных пластин). Так, например, в случае спиральной пробы по ГОСТ 16438—70 жидкотекучесть сплава определяют по длине (в сантиметрах) спиралевидного прутка, образующегося в процессе перемещения расплава по каналам технологической пробы (рис. 12.3). Применяют песчаную или металлическую форму (кокиль).

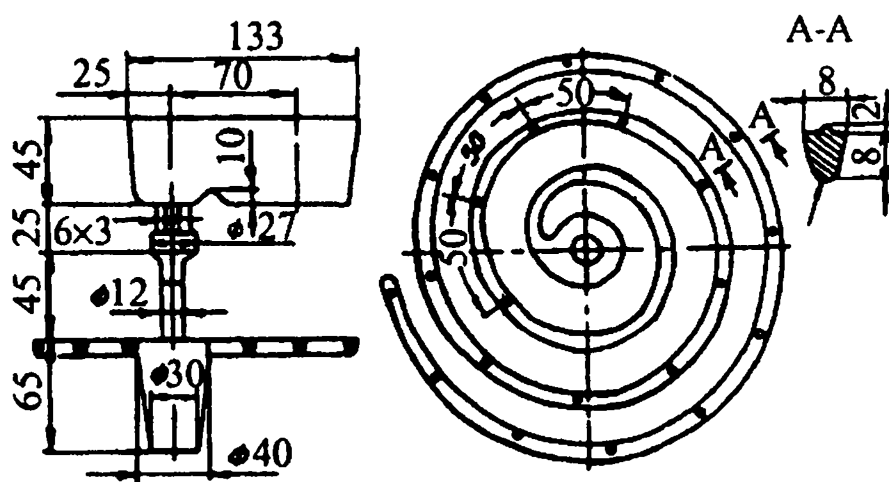


Рис. 12.3. Спиральная технологическая проба на жидкотекучесть

12.2. Усадка сплавов

Усадка — свойство сплавов уменьшать объем и линейные размеры при затвердевании и охлаждении.

Различают линейную $\varepsilon_{лин}$ и объемную ε_V усадки (в %):

$$\varepsilon_{лин} = \frac{l_ф - l_{отл}}{l_{отл}} 100\%, \quad (12.3)$$

$$\varepsilon_V = \frac{V_ф - V_{отл}}{V_{отл}} 100\%, \quad (12.4)$$

где $l_ф$, $l_{отл}$, $V_ф$ и $V_{отл}$ — размеры и объемы формы и отливки соответственно.

Фиксирование линейной усадки сплава начинается с момента образования прочного кристаллического скелета в объеме отливки (в случае присутствия жидкой фазы) и твердого каркаса на ее поверхности. Полная объемная усадка сплава $\varepsilon_{V_{полн}}$ складывается из усадки сплава в жидком состоянии $\varepsilon_{V_ж}$, при затвердевании $\varepsilon_{V_з}$ и в твердом состоянии $\varepsilon_{V_{тв}}$; $\varepsilon_V \approx 3\varepsilon_{лин}$. Возникновение наружной усадки, усадочных раковин и пористости (скопление мелких пустот, заполненных газами) в отливке является результатом и проявлением объемной усадки металла. В литейном производстве есть понятия свободной и затрудненной усадки. Первая обусловлена лишь свойствами сплавов. Затрудненная же усадка возникает в сложных по конфигурации отливках в результате совместного механического и термического торможения процесса изменения их размеров и объема при литье. Затрудненная усадка численно отличается от свободной (например, у серого чугуна свободная линейная усадка составляет 1,1—1,3%, а затрудненная — 0,6—1,2%). На характер и величину усадки влияют, с одной стороны, химический и фазовый составы сплава, величина температурного интервала его кристаллизации $\Delta T_{кр}$, взаимная растворимость компонентов (ширина области гомогенности твердых растворов) и физические свойства сплава (например, коэффициент термического расширения), а с другой — технологические условия литья.

В сплавах со значительной растворимостью компонентов в твердом состоянии концентрационная зависимость линейной усадки подчиняется закону Н. С. Курнакова (см. рис. 12.1, *в*): в концентрационных интервалах существования твердых растворов α и β усадка изменяется по сложному закону, а в области преобладания эвтектической структуры — по закону аддитивности (прямолинейно). В случае сильного различия усадочных свойств α- и β-твердых растворов на концентрационной зависимости усадки наблюдается разрыв (см. рис. 12.1, *г*). Максимальной пористостью отличаются сплавы, расположенные в области предельных концентраций твердых растворов α и β (см. рис. 12.1, *а*, точки *D* и *E*), что обусловлено объемным характером затвердевания. Для широкоинтервальных сплавов характерно сосредоточение объемной усадки в усадочной пористости (см. рис. 12.1, *д*), а для узкоинтервальных сплавов — в усадочных раковинах (см. рис. 12.1, *е*).

Технологические факторы оказывают существенное влияние на величину и характер усадки. Так, перегрев сплава перед заливкой приводит к увеличению объема усадочной раковины и пористости. Увеличение скорости охлаждения отливки вызывает возрастание ее плотности и объема усадочной раковины (за счет уменьшения пористости); при этом несколько увеличивается $\varepsilon_{лин}$. Для обеспечения плотности отливок в местах возможного образования усадочных раковин предусматривают прибыли. Кристаллизация при повышенном давлении снижает пористость и повышает плотность отливок, обеспечивая их герметичность. В связи с неравномерностью и неодновременностью усадки различных частей отливки в ней возникают остаточные напряжения трех видов: механические (связанные с торможением усадки элементами формы), термические (вызванные различием скоростей охлаждения отдельных частей отливки) и фазовые (обусловленные неодновременным протеканием фазовых превращений в различных зонах отливки). Если в отливке возникают большие остаточные напряжения, то это вызывает ее коробление и возникновение в ней трещин.

Различают горячие трещины усадочного происхождения, образующиеся в интервале температур затвердевания сплава, и холодные трещины, возникающие в отливке при ее охлаждении из-за воздействия высоких внутренних напряжений. Если для горячих трещин характерна неровная окисленная поверхность, то для холодных — гладкая светлая (либо зернистая с цветами побежалости). На процесс возникновения и развития трещин оказывают влияние свойства формы (в частности ее податливость), конструкция отливки, физико-химические и литейные свойства сплава, а также технологические условия затвердевания отливки. Резкое снижение пластичности сплавов вблизи температуры солидуса называют высокотемпературной хрупкостью или горячеломкостью. Для этой зоны характерна большая вероятность образования горячих трещин. Их зарождение обусловлено присутствием по границам дендритов критического количества (5—15%) прослоек жидкой фазы. Сплавы с широким интервалом затвердевания обладают большей склонностью к образованию горячих трещин.

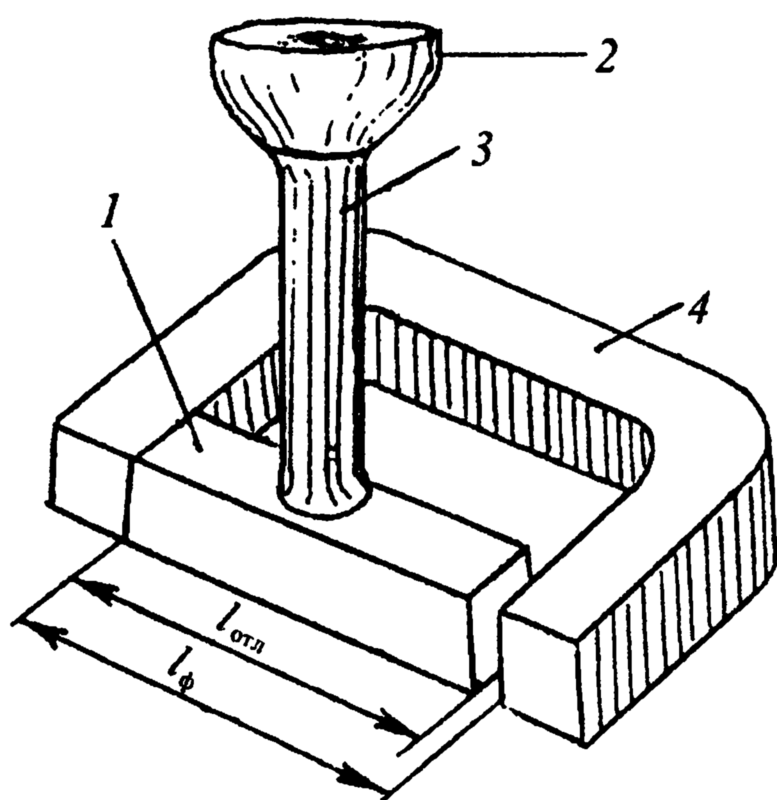


Рис. 12.4. Проба на линейную усадку сплавов с помощью скобы:
1 — отливка (проба), *2* — литниковая чаша, *3* — стояк, *4* — скоба

Сущность метода определения линейной усадки в твердом состоянии заключается в измерении размеров образца (пробы) при его охлаждении в форме от температуры заливки до

нормальной. Образцы представляют собой цилиндрические стержни диаметром 20—30 мм, бруски сечением 20×20, 25×25 и 40×40 мм, длиной от 130 до 400 мм. По ГОСТ 16817—71 линейная усадка цветных металлов и сплавов определяется посредством литья пробы в песчаную (сухую) или металлическую форму с последующим фиксированием стрелочным индикатором изменения размеров образца в процессе затвердевания. На рис. 12.4 показан способ измерения линейной усадки с помощью стальной «скобы», заформованной в песчаную форму для фиксации контрольного размера внутренней полости формы $l_ф$ = 200 мм. Для формирования этой полости используется модель образца в виде бруска сечением 20×20 мм и длиной 200 мм.

Большинство сплавов имеют линейную усадку, не превышающую 3%: серый чугун 1,1—1,3%, углеродистая сталь 1,2—2,4%, легированная сталь 2,5—3,0%, силумины 1—1,5%, магниевые сплавы 1—1,6%, латуни 1,5—1,9%, оловянистые бронзы 1—1,5%, безоловянные бронзы 1,6—2,2%.

12.3. Ликвация и газы в литейных сплавах

Ликвация — это неоднородность химического состава сплава в различных частях отливки. Развитие химической неоднородности может происходить как в микрообъемах сплава (внутри отдельных дендритов слитка) — внутрикристаллическая (дендритная) ликвация, так и по отдельным его зонам (макрообъемам) — зональная ликвация. Одной из разновидностей зональной ликвации является ликвация по плотности (гравитационная ликвация). Дендритную ликвацию устраняют гомогенизацией — высокотемпературным диффузионным отжигом, приводящим к выравниванию химического состава в пределах микрозерна. Гравитационную ликвацию подавляют перемешиванием расплава, его быстрым охлаждением, а также применением легирующих добавок, образующих с основой разветвленные кристаллы (дендриты), мешающие перемещению в расплаве твердой фазы.

Растворенные в расплаве газы (водород, азот и др.) при затвердевании и охлаждении отливки могут выделяться в виде химических соединений, а также образовывать газовые раковины и поры. Существенное уменьшение газонасыщенности сплавов достигается при их плавке в вакууме.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные литейные свойства и дайте им определения.
2. Какие факторы влияют на жидкотекучесть сплавов?
3. Какие группы сплавов обладают наименьшей и наибольшей жидкотекучестью, чем это объясняется?

4. Как влияют на жидкотекучесть химический и фазовый составы сплава?
5. Как влияют на жидкотекучесть материал формы и условия литья?
6. Что такое усадка сплава, какие бывают разновидности усадки?
7. Как определяют жидкотекучесть и усадку сплава?
8. Что такое ликвация в сплавах, какие бывают ее разновидности?
9. Как уменьшить газонасыщенность сплавов при литье?

Глава 13. Литье в песчаные формы

13.1. Технологические основы литейного производства

Литейная форма представляет собой конструкцию, состоящую из элементов, образующих рабочую полость, заполнение которой расплавом обеспечивает получение отливки заданных размеров и конфигурации. Литейные формы подразделяют по количеству заливок на разовые и многократные, по материалу — на песчаные, песчано-цементные, гипсовые, металлические, из высокоогнеупорных материалов и др.

Металлические формы из чугуна и стали являются многократными (постоянными), поскольку выдерживают сотни и тысячи заливок.

Песчаные, оболочковые формы со смоляным связующим и формы, изготовленные по выплавляемым моделям, являются разовыми. Разовые литейные формы получают с помощью специальных приспособлений — *моделей*. Процесс изготовления литейных форм из формовочных смесей называют *формовкой*.

Литейная форма должна обладать прочностью (выдерживать силовые нагрузки), газопроницаемостью (пропускать газы, образующиеся в литейной форме), податливостью (уменьшаться в объеме при усадке отливки), огнеупорностью (не оплавляться под действием тепла жидкого металла) и др.

Комплект приспособлений, используемых для изготовления отливок, называют *литейной оснасткой*. Часть оснастки, включающая все приспособления, необходимые для образования рабочей полости литейной формы при ее формовке, называется *модельным комплектом*. В комплект входят модели отливки и элементов литниковой системы, модельные и сушильные плиты, стержневые ящики, формующие, контрольные и сборочные шаблоны для конкретной отливки. Существует также понятие «формовочный комплект», под которым подразумевается полный комплект оснастки, используемый для получения разовой формы. В него дополнительно входят (наряду

с приспособлениями модельного комплекта) необходимые при формовке опоки, наполнительные рамки, штыри, скобы и др.

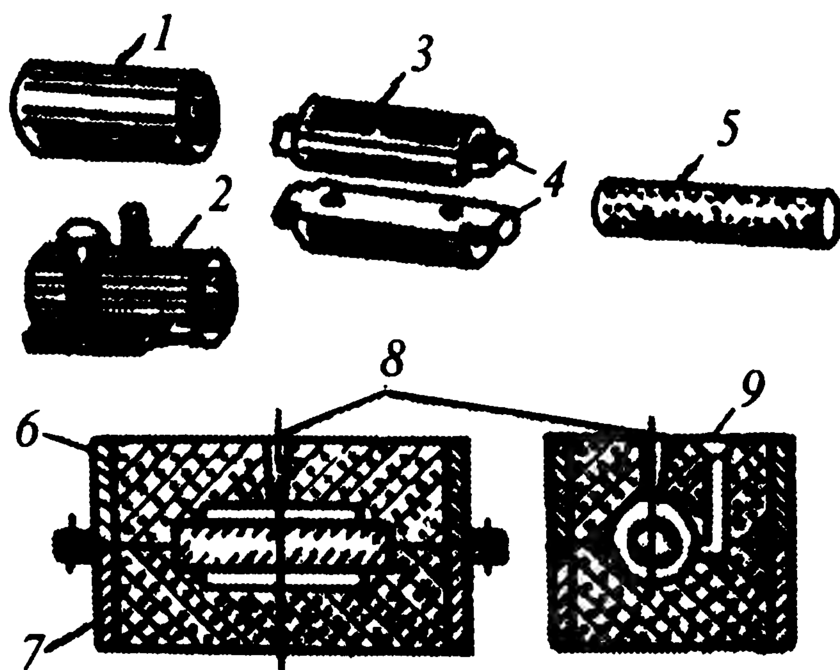


Рис. 13.1. Деталь, отливка, элементы формовочного комплекта и песчаная форма:
1 — готовая деталь; *2* — отливка, *3* — разъемная модель; *4* — стержневые знаки; *5* — стержень; *6, 7* — верхняя и нижняя опоки; *8* — выпор; *9* — литниковая система

Модель (рис. 13.1) — это часть модельного комплекта, предназначенная для образования отпечатка в литейной форме, соответствующего наружной конфигурации и размерам отливки. При этом размеры модели увеличивают по сравнению с соответствующими размерами отливки с учетом линейной усадки сплава (0,8—2%) и припусков на механическую обработку. Модели изготавливают из древесины, металлических и специальных модельных сплавов, а также из пластмасс. Различают модели разовые и многократные. Деревянные модели отличаются простотой изготовления, относительно малой массой и невысокой стоимостью. Однако они недолговечны.

По сравнению с деталью модель имеет выступающие части (так называемые стержневые знаки), посредством которых стержень, оформляющий внутреннюю полость, крепится в форме (рис. 13.1). Стержень, являясь элементом литейной формы, служит для образования отверстия, полости или иного сложного контура в отливке.

Модельная плита (рис. 13.2, *а*) обеспечивает формирование поверхности разъема литейной формы и несет на себе различные части модели, включая литниковую систему. При машинной формовке часто используют металлические модельные плиты в сочетании с быстросменной модельной оснасткой, которые вместе образуют модельные комплекты. Модельные плиты подразделяют на односторонние (часть модели с одной стороны) и двусторонние (части модели располагаются с двух сторон плиты, рис. 13.2, *а*). Односторонние плиты используются при раздельной формовке полуформ. Стержневые ящики (неразъемные — вытряхные — и разъемные) предназначены для изготовления стержней (рис. 13.2, *б*).

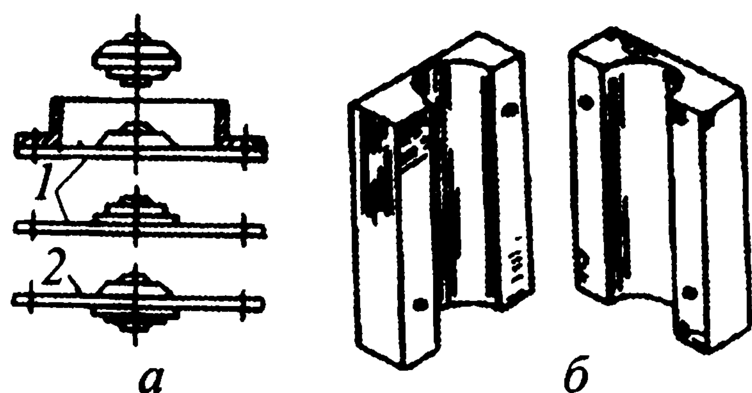


Рис. 13.2. Элементы модельного комплекта:
а — разновидности модельных плит: *1* — односторонняя, *2* — двусторонняя, *б* — разъемный стержневой ящик

При их изготовлении, в основном, используют те же материалы, что и при производстве моделей. Для удержания формо-

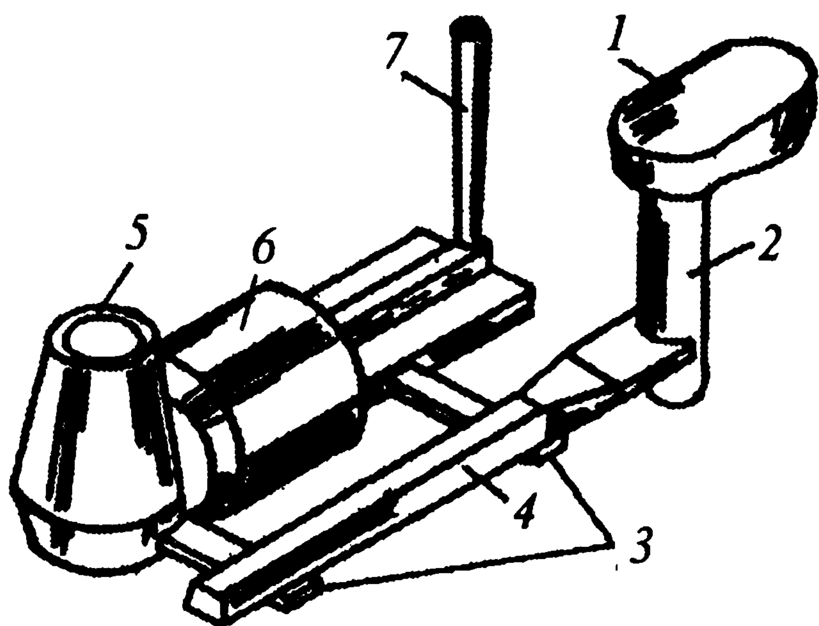


Рис. 13.3. Отливка с литниковой системой:
1 — литниковая чаша; *2* — стояк; *3* — питатели; *4* — шлакоуловитель; *5* — прибыль; *6* — отливка, *7* — выпор

вочной смеси при изготовлении литейной формы, а также при транспортировке последней и ее заливке жидким металлом используют опоки, представляющие собой сварные, литые или сборные жесткие металлические рамы различной конфигурации (см. рис. 13.1).

Литниковая система представляет собой систему каналов и элементов литейной формы, обеспечивающих подвод расплавленного металла в полость формы и ее заполнение, а также питание отливки при затвердевании (рис. 13.3). По способу подвода металла и расположению в форме литниковые системы подразделяют на горизонтальные, вертикальные, верхние, дождевые, сифонные (нижние), ярусные и «по разъему» (рис. 13.4, табл. 13.1).

Вертикально-щелевая (этажная) система является разновидностью ярусной и применяется, в частности, при стопочной формовке мелких отливок (рис. 13.4, *г*) Для отделения крупных шлаковых включений в литниковую чашу иногда устанавливают фильтры (например, керамические сетки).

К литниковой системе относят также выпоры и прибыли. Выпор предназначен для вывода газов и всплывающих шлаков из полости формы: он же сигнализирует о конце заливки появлением избытка металла. Прибыли компенсируют усадку отливки, поэтому их располагают над массивными частями отливки (рис. 13.5). При этом конфигурацию и размеры прибылей подбирают таким образом, чтобы процесс кристаллиза-

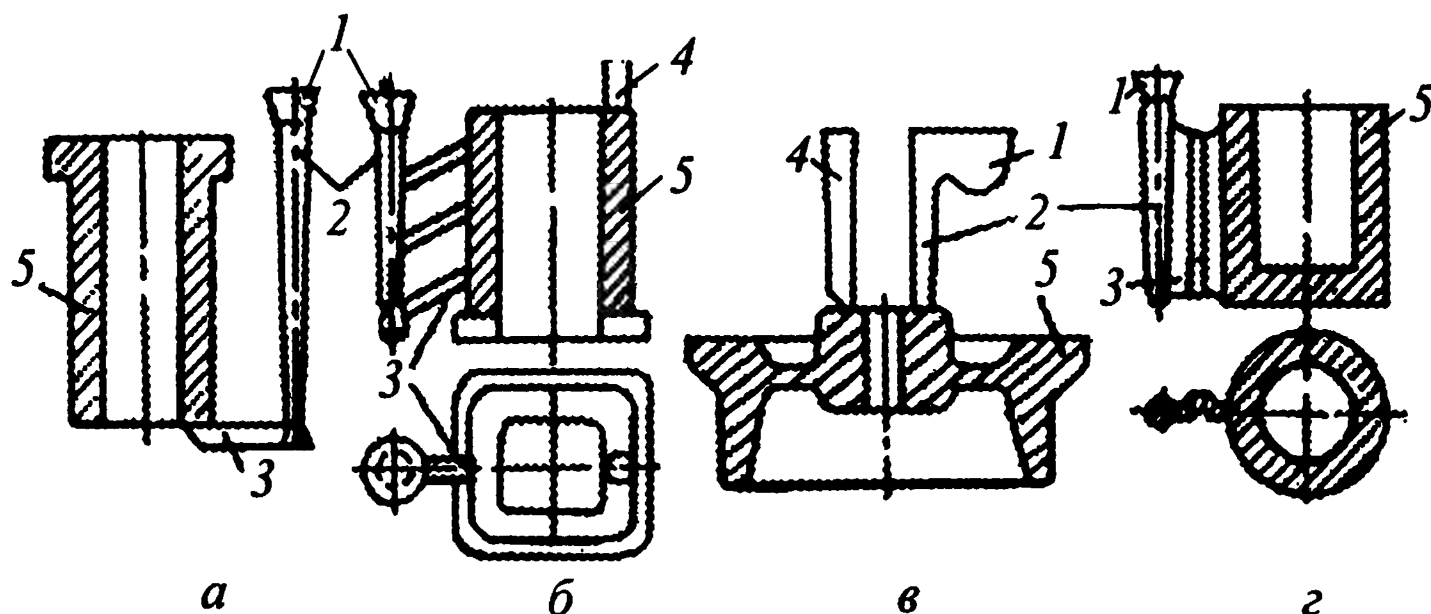


Рис. 13.4. Виды литниковых систем:
а — сифонная; *б* — ярусная; *в* — верхняя; *г* — вертикально-щелевая; *1* — литниковая чаша; *2* — стояк; *3* — питатель; *4* — выпор; *5* — отливка

ции отливки завершался именно в них. Так, например, толщина прибыли всегда больше толщины отливки в том месте, над которым ставят прибыль (см. рис 13.3). Различают открытые (прямого питания), закрытые (шаровой и конической формы), работающие под газовым давлением (заряд газотворного вещества размещен в полости прибыли), а также легко отделяемые прибыли (рис. 13.5, *а—г*) и др. Простота отделения прибыли (рис. 13.5, *г*) обеспечивается применением диафрагм (разделительных пластин), выполненных из шамотно-глинистых смесей.

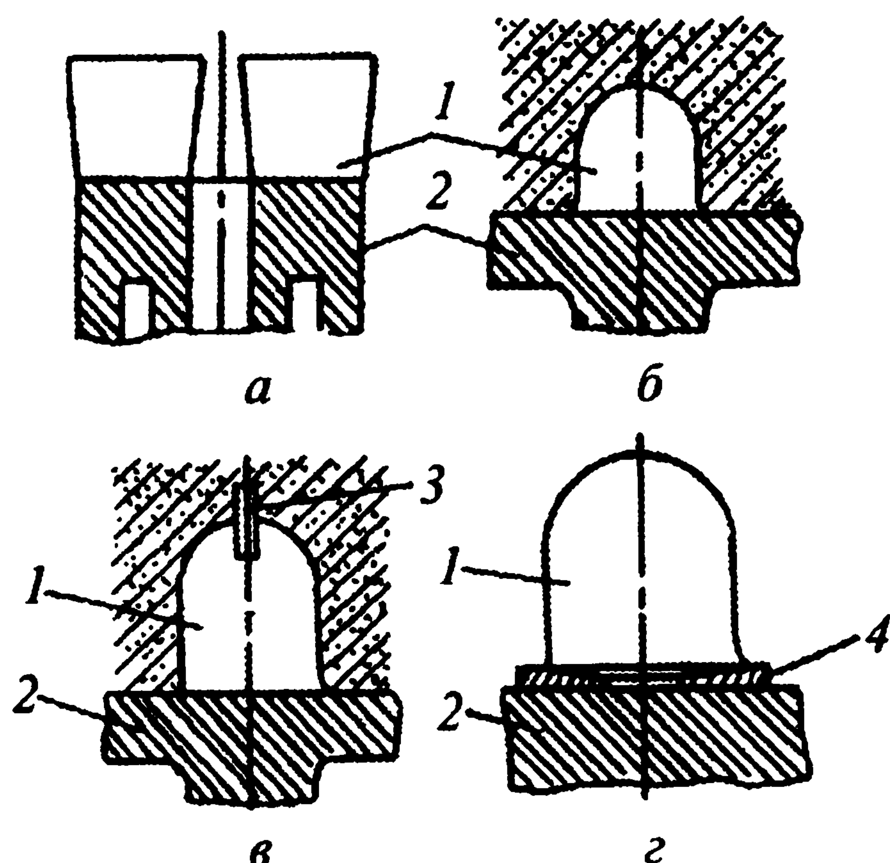


Рис. 13.5. Разновидности прибылей:
а — коническая открытая; *б* — полушаровая закрытая; *в* — находящаяся под газовым давлением; *г* — легко отделяемая; *1* — прибыль; *2* — отливка; *3* — заряд газотворного вещества; *4* — разделительные пластины

Таблица 13.1. **Основные разновидности литниковых систем**

Литниковая система	Характеристика литниковой системы
Горизонтальная	Расположение питателей в горизонтальной плоскости разъема формы
Вертикальная	Расположение питателей в вертикальной плоскости разъема формы на нескольких уровнях (или вертикально)
Верхняя	Подача расплава в полость формы сверху
Дождевая	Вертикальная, верхняя, с подводом расплава сверху через ряд питателей (отверстий малого диаметра)
Ярусная	Вертикальная, с подачей расплава на нескольких уровнях
Сифонная	Горизонтальная или вертикальная, с подачей металла снизу (через основание формы)
По разъему	Подвод расплава по плоскости разъема формы

13.2. Технологические особенности литья в песчаные формы

При литье в песчаные (песчано-глинистые) формы отливки получают посредством свободной заливки форм расплавленным металлом. Песчаные формы изготавливают ручной или машинной формовкой смесей.

Формовочные и стержневые смеси. Формовочные смеси классифицируют: по назначению (для отливок из чугуна, стали и цветных сплавов), по составу (песчано-глинистые, содержащие быстротвердеющие крепители, специальные), по применению при формовке (единые, облицовочные, наполнительные), по состоянию форм перед заливкой в них сплава (сырые, сухие, подсушиваемые и химически твердеющие).

Песчано-глинистые смеси. Основным компонентом формовочных и стержневых смесей является кварцевый (SiO_2) или цирконовый ($ZrO_2 \cdot SiO_2$) песок. Вторым основным компонентом смеси (до 16%) является глина. Широко применяют бентонитовые (на основе $Al_2O_3 \cdot 4SiO_2 \cdot H_2O$ + + nH_2O) и каолиновые (на основе $Al_2O_3 \cdot SiO_2 \cdot 2H_2O$) глины, которые обладают высокой связующей способностью и обеспечивают тем самым прочность и податливость форм. В формовочные и стержневые смеси вводят также в небольших количествах дополнительные связующие (1,5—3%); их подразделяют на органические и неорганические, растворимые и нерастворимые в воде (сульфитно-спиртовая барда, битум, канифоль, цемент, жидкое стекло, термореактивные смолы и др.).

Стержневые смеси. К стержневым смесям предъявляют более жесткие требования по огнеупорности, поверхностной твердости, податливости, низкой гигроскопичности, высокой газопроницаемости, лучшей выбиваемости, чем к формовочным смесям. Среди стержневых смесей, не требующих тепловой обработки, наиболее распространены песчано-жидкостекольные смеси, а также холоднотвердеющие смеси на синтетических смолах, в которых в качестве связующего используют карбамидные, фенолофурановые и другие смолы. Среди стержневых смесей, отверждаемых тепловой обработкой, можно выделить песчано-масляные (связующее — раствор растительных масел и канифоли в уайт-спирте), песчано-глинистые и песчано-смоляные (связующее — синтетические смолы КФ-90, ОФ-1, пульвербакелит и др.).

Припылы и краски. Противопригарные материалы (припылы и краски) наносят тонким слоем на поверхность форм и стержней для предотвращения пригара металла к формовочной смеси и повышения чистоты поверхности отливок. В качестве припылов применяют порошкообразную смесь оксида магния, древесного угля и бентонита; порошкообразный графит, пылевидный кварц, циркон. Противопригарные краски представляют собой суспензии этих материалов с добавками связующих. В красках используются те же связующие добавки, что и в смесях.

Изготовление песчаных форм. Различают ручную и машинную формовку. Ручная формовка применяется в мелкосерийном производстве и может осуществляться, например, в двух опоках по разъемной модели (рис.13.6). Технологический процесс формовки состоит из нескольких стадий:

I. Изготовление нижней полуформы: установка нижней половины модели *2* внутри нижней опоки *3* на подмодельной плите *1*; заполнение опоки (с

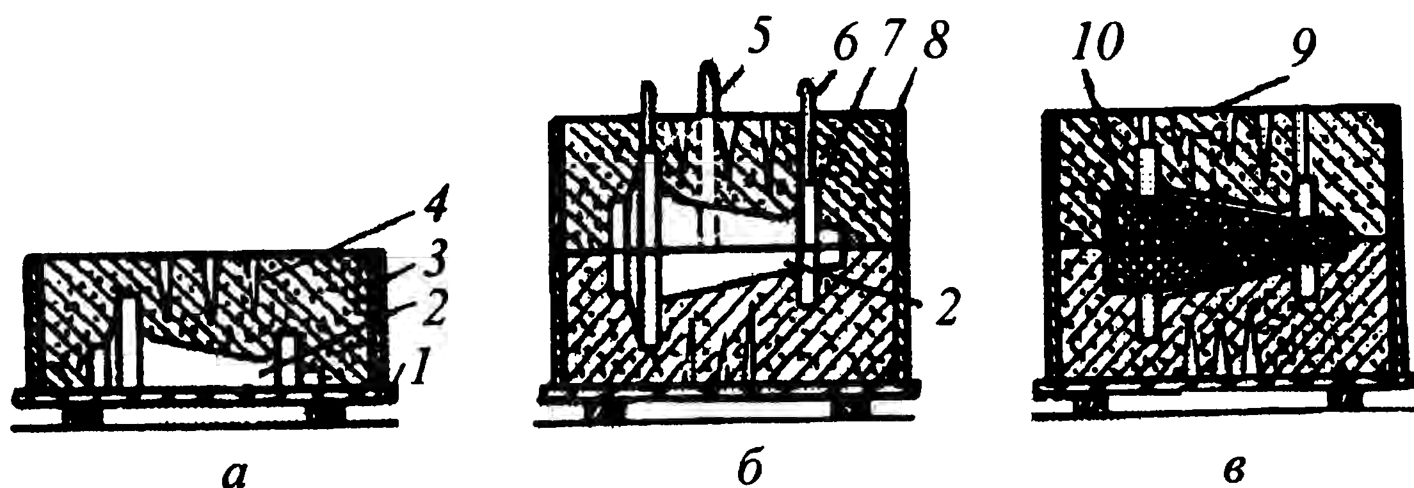


Рис. 13.6. Ручная формовка по разъемной модели:
последовательное изготовление нижней (*а*) и верхней (*б*) полуформ; *в* — собранная форма (со стержнем); *1* — подмодельная плита; *2* — нижняя половина модели; *3* — нижняя опока; *4* — вентиляционные каналы (наколы); *5* — модель стояка; *6* — модель выпора, *7* — верхняя половина модели; *8* — верхняя опока; *9* — литниковая чаша; *10* — стержень

покрытием в первую очередь модели) последовательно облицовочной и наполнительной смесями с одновременным их уплотнением трамбовкой; формирование газоотводных вентиляционных каналов (наколов) *4* посредством накалывания иглой уплотненной смеси.

II. Изготовление верхней полуформы: поворот нижней опоки с полуформой на 180° и ее установка на подмодельной плите *1*; фиксирование на нижней половине модели *2* верхней половины модели *7*; установка моделей стояка *5*, выпора *6* и других элементов литниковой системы; фиксирование верхней опоки *8* на нижней опоке *3*; нанесение на поверхность нижней полуформы слоя разделительного песка; засыпка верхней опоки с моделями отливки и элементов литниковой системы сначала облицовочной, а затем наполнительной смесью, уплотнение ее и формирование в ней вентиляционных наколов; выравнивание наружной поверхности верхней полуформы; создание вокруг верхней части модели стояка *5* литниковой чаши *9* (эта операция не нужна при установке на поверхности формы — над стояком — отдельной литниковой чаши — нарощалки); удаление моделей стояка и выпора из верхней полуформы.

III. Подготовка полуформ к сборке: съем верхней полуформы с нижней; удаление из обеих полуформ двух половин модели отливки и моделей элементов литниковой системы; прорезание (если не были установлены модели питателя, шлакоуловителя и др.) в нижней полуформе канала — питателя, соединяющего стояк с внутренней полостью формы, т. е. с будущим телом отливки; нанесение на рабочие поверхности полуформ тонкого слоя припыла или краски.

IV. Сборка формы: размещение в нижней полуформе стержня *10* (см. рис. 13.6); установка (с фиксацией штырями) верхней полуформы на нижнюю полуформу; скрепление верхней и нижней опок.

Машинная формовка позволяет многократно повысить производительность труда, увеличить выход годных изделий и качество литейных форм.

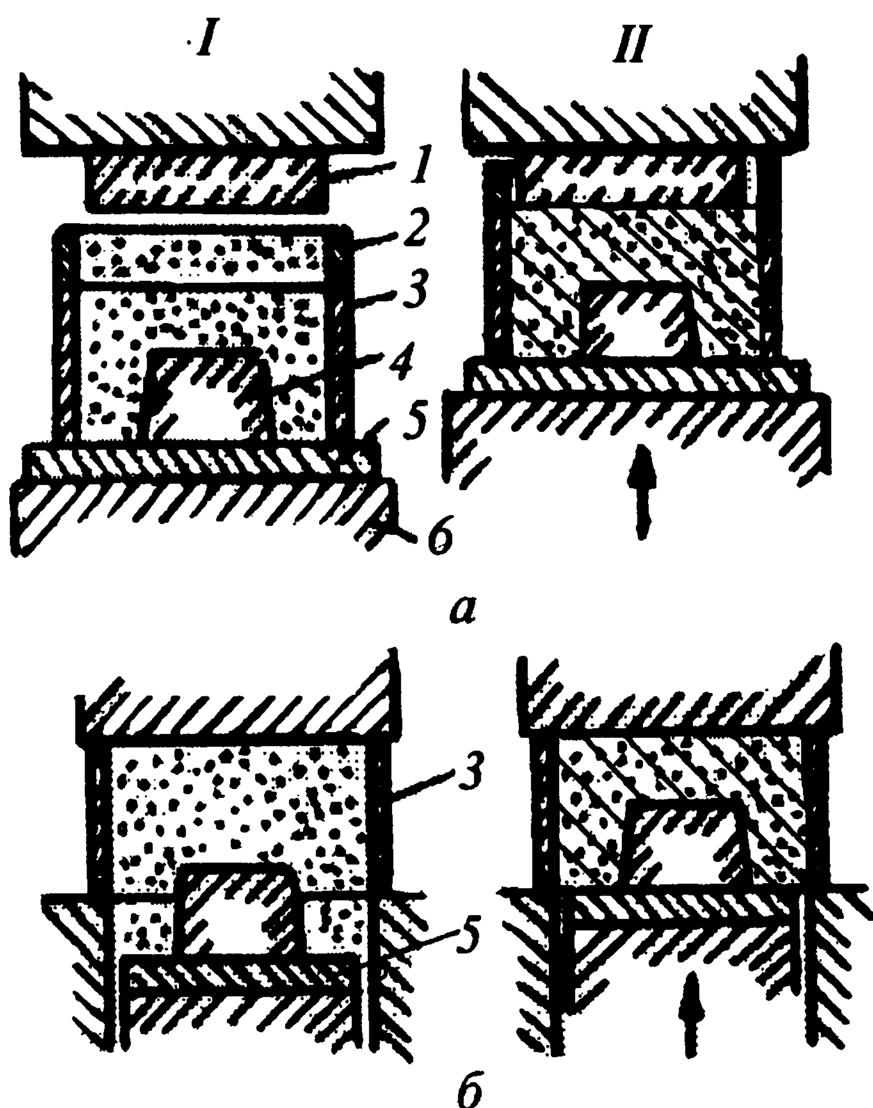


Рис. 13.7. Принципиальные схемы верхнего (*а*) и нижнего (*б*) прессования:
I — исходное состояние; *II* — конечное состояние; *1* — прессовая колодка; *2* — наполнительная рамка; *3* — опока; *4* — модель; *5* — модельная плита; *6* — стол

Машинная формовка имеет следующие разновидности.

Уплотнение прессованием, осуществляемое в машинах с верхним (*Iа*, *IIа*) и нижним (*Iб*, *IIб*) прессованием (рис. 13.7). В машинах с верхним прессованием прессовая колодка *1* при подъеме стола *6* запрессовывает смесь сверху в наполнительную рамку *2* и опоку *3*. В случае нижнего прессования формовочную смесь уплотняет снизу сама модель *4* с модельной плитой *5*.

Уплотнение смеси встряхиванием, осуществляемое за счет появления инерционных сил при циклическом подъеме и падении стола с закрепленными на нем моделью и опокой.

Вакуумная (пленочно-вакуумная) формовка осуществляется в опоках сухим песком без связующего с использованием постоянных моделей. Песок, удерживаемый в опоке с помощью синтетических полимерных пленок, уплотняется вибрацией и упрочняется внешним атмосферным давлением вследствие вакуумирования формы (рис. 13.8). Это осуществляют следующим образом. Модельная плита *2* сообщается с вакуумной полостью *1* сквозными отверстиями. Модель отливки *3* (изготовленную из дерева, металла или пластмасс) пронизывают по всему объему сквозные отверстия *6* диаметром 0,5—1 мм, перпендикулярные ее базисной плоскости и совпадающие с аналогичными отверстиями в модельной плите. Благодаря этому поверхность модели напрямую связана с вакуумной полостью *1*. В процессе формовки модельную плиту *2* вместе с моделью *3* накрывают натянутой на рамку *7* разогретой полимерной пленкой *5* толщиной до 0,1 мм. Затем полость *1* и связанную с ней отверстиями область под пленкой *5* вакуумируют (вакуум — 40—50 кПа). Этим обеспечивается плотное прилегание пленки к поверхности модели и модельной плиты. Затем на бобышке *8* устанавливают модель стояка *11*. Последнюю предварительно обертывают пленкой, закрепляя ее края, а также стык модели стояка с бобышкой клейкой лентой. Аналогично герметизируют и модель выпора *4*. После этого производится установка

на модельной плите опоки *9* (рис. 13.8, *б*). К ней прикрепляют с помощью магнитов *10* загнутые вверх края пленки *5*, покрывающей модель и модельную плиту. В опоку засыпают сухой кварцевый песок *12* и уплотняют его вибрацией. Затем опока покрывается сверху разогретой полимерной пленкой *5*. Герметизированную пленкой опоку вакуумируют. Для этого в ней предусмотрена собственная система вакуумирования, состоящая из воздухозаборной перфорированной трубки *13*, соединенной с воздухоотводящим коллектором *14*. Для предотвращения попадания песка в трубку отверстия в ней закрывают сеткой. Уплотненный вибрацией песок, находящийся в разреженной опоке, дополнительно подпрессовывается внешним атмосферным давлением. При этом форма приобретает повышенные плотность, прочность и твердость. Затем из формы удаляют модель стояка *11*, предварительно надрезав верхнюю пленку *5*. Над моделью выпора *4* в пленке прорезают небольшое (с меньшим размером, чем верхний диаметр выпора) отверстие. Отключив вакуумную полость *1* от насоса, готовую полуформу снимают с модельной плиты *2* (рис.13.8, *в*). Подобным образом изготавливается вторая полуформа. Собранные и скрепленные между собой полуформы вакуумируют (с помощью воздухозаборной трубки *13* и коллектора *14*), а затем заливают металл. Заливка металла в вакууме приводит к газификации пленки. При этом газ, проникая под действием разрежения в поры формы, конденсируется на холодных зернах песка. Образовавшийся конденсат связывает песок поверхностного слоя рабочей полости формы в тонкую оболочку, плотно прилегающую (за счет разрежения) к основе. Этим возникшая оболочка обеспечивает сохранение заданной конфигурации как рабочей полости формы, так и отливки.

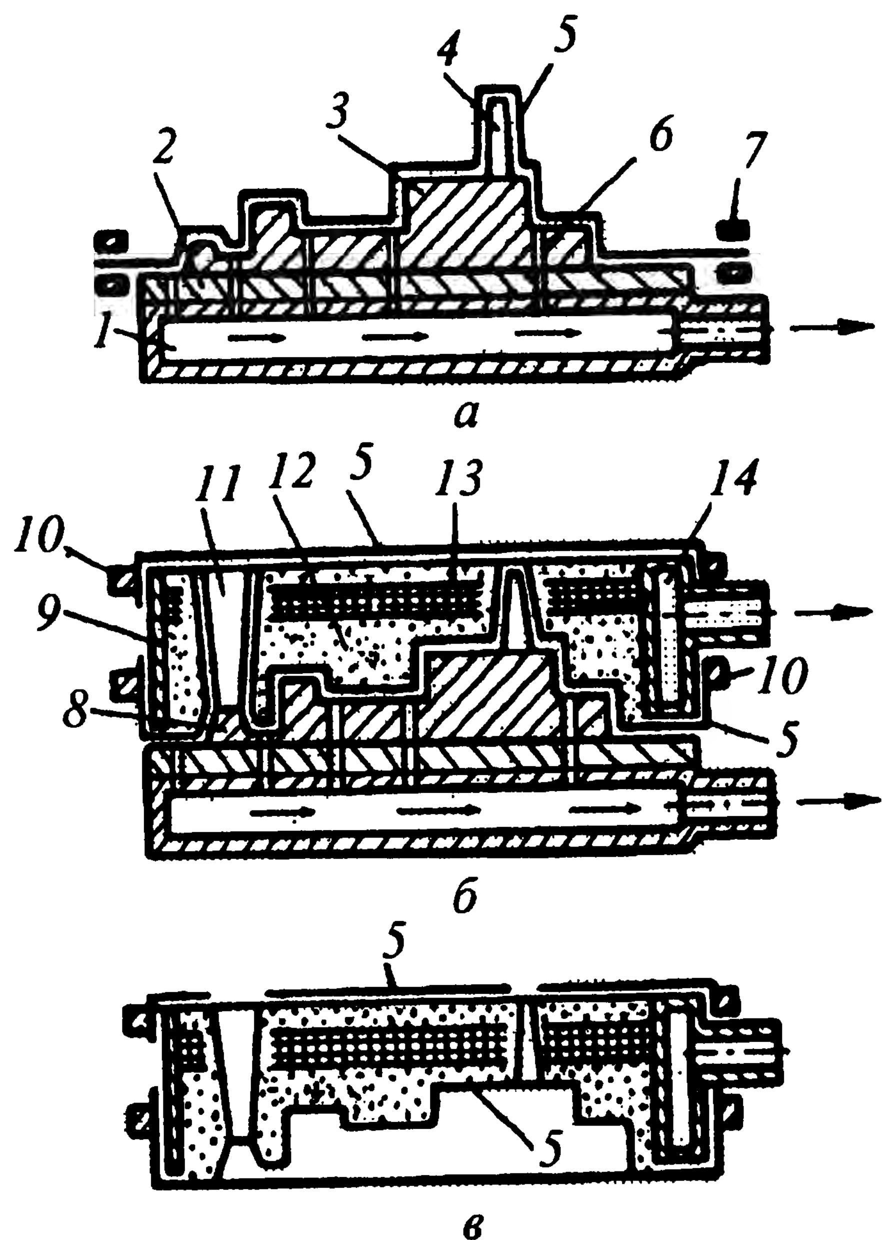


Рис. 13.8. Уплотнение литейной формы посредством вакуумной формовки:
а — нанесение полимерной пленки на модель и модельную плиту; *б* — установка опоки на модельную плиту и проведение формовки; *в* — готовая полуформа; *1* — вакуумная полость; *2* — модельная плита; *3* — модель отливки; *4* — модель выпора; 5 —полимерная пленка; *6* — сквозные отверстия; *7* — рамка; *8* — бобышка; *9* — опока; *10* — магнит; *11* — модель стояка; *12* — сухой кварцевый песок; *13* — воздухозаборная перфорированная трубка; *14* — воздухоотводящий коллектор для вакуумирования

После завершения процесса литья и окончательного затвердевания отливки отключают вакуум. Песок и отливку удаляют из опок.

К достоинствам вакуумной формовки следует отнести обеспечение повышенной точности размеров и качества поверхности отливок, а также простоту технологий приготовления смеси и выбивки форм.

Заливка форм. Охлаждение, выбивка и очистка отливок. Перед заливкой верхнюю и нижнюю опоки скрепляют между собой с помощью скоб и других приспособлений, что предотвращает подъем верхней опоки статическим давлением расплава.

Заливку сплава в форму осуществляют посредством ковшей; при этом заливка производится без прерывания струи до полного наполнения литниковой чаши.

Продолжительность процесса охлаждения отливок может колебаться от минут до суток в зависимости от их массы, состава сплава и свойств формовочных материалов. По достижении определенной для каждого сплава температуры литейную форму разрушают, извлекая из нее отливку. Стержни из крупных отливок удаляют сильной струей воды (под давлением до 10 МПа). Обрубка (удаление литников, прибылей и дефектов) осуществляется с помощью дисковых и ленточных пил, пневматических зубил, а также электродуговой или газовой резкой и другими методами.

Очистка отливок производится следующими способами: а) во вращающихся барабанах за счет трения друг о друга деталей и чугунных «звездочек», загружаемых в барабаны вместе с отливками; б) в гидропескоструйных установках струей воды с песком под давлением до 3 МПа; в) в дробеметных (дробеструйных) барабанах и камерах струей чугунной или стальной дроби.

Для литья в песчаные формы характерны следующие виды дефектов: газовые и усадочные раковины, «холодные» и «горячие» трещины (в зависимости от температурных интервалов их образования), заливы, недоливы, перекосы (искажение формы и размеров отливки из-за смещения полуформ), разностенность (из-за смещения стержней), коробление отливок.

Литьем в песчаные формы получают отливки из чугуна, стали, алюминиевых, магниевых и цинковых сплавов.

Контрольные вопросы

1. Что представляет собой литейная форма?
2. Из каких материалов изготавливают литейные формы?
3. Как называется процесс изготовления литейных форм из формовочных смесей?
4. Какие приспособления входят в литейную оснастку?
5. Что такое литниковая система? Из каких основных частей она состоит?
6. Каковы основные компоненты песчано-глинистых смесей?

7. Что представляют собой припылы и краски?
8. Перечислите разновидности формовки.
9. Как осуществляются сборка и заливка форм?
10. Как производятся выбивка и очистка отливок?
11. Назовите основные дефекты при литье в песчаные формы.

Глава 14. Специальные способы литья

14.1. Способы литья в специальные формы

14.1.1. Литье в оболочковые формы

Литье в оболочковые формы — это способ получения отливок свободной заливкой расплава в оболочковые формы из термореактивных смесей.

Оболочковые формы отличаются высоким комплексом технологических свойств: достаточной прочностью, газопроницаемостью, податливостью, негигроскопичностью. По сравнению с отливками, полученными в песчаных формах, детали, отлитые в оболочковые формы, имеют в 1,5 раза меньший припуск на механическую обработку.

Оболочковые формы изготавливают из формовочных песчано-смоляных смесей с термопластичными или термореактивными связующими смолами. Если смола в смеси находится в порошкообразном состоянии, то такую формовочную смесь называют *неплакированной*, а если зерна песка покрыты сплошной тонкой пленкой смолы, то смесь будет *плакированной*. Формовочная смесь содержит наполнитель — мелкозернистый кварцевый песок — 100%: связующее — пульвербакелит (фенолформальдегидная смола с добавками уротропина) — 6—7%; увлажнитель (керосин, глицерин) — 0,2—0,5%; растворитель (ацетон, этиловый спирт) — до 1,5%.

Размягчение введенной в смесь смолы происходит при 70—80 °С, а при 100—120 °С она уже плавится, покрывая поверхность зерен песка тонкой клейкой пленкой. Последующий нагрев смолы до 200—250 °С вызывает ее необратимое затвердевание и, как следствие, существенное повышение прочности и жесткости оболочковой формы. Оболочковые формы получают с помощью нагретых металлических моделей, изготавливаемых из серого чугуна, стали и алюминиевых сплавов. Каждая форма состоит из двух соединенных (путем склеивания пульвербакелитом и жидким клеем или с помо-

щью скоб, струбцин) оболочковых полуформ. Толщины оболочек для мелких и среднего размера отливок колеблются соответственно в пределах 8—10 и 12—15 мм. Технология изготовления оболочек включает в себя следующие операции:

1. Нагрев модельной оснастки до 200—250 °С.

2. Нанесение на рабочую поверхность модельной оснастки (пульверизатором) разделительного состава — быстро затвердевающей силиконовой жидкости, образующей при этом разделительную пленку, которая предотвращает прилипание к оснастке формовочной смеси и тем самым упрощает последующее отделение оболочки от модели.

3. Нанесение песчано-смоляной смеси на модельную оснастку одним из следующих способов: путем свободной засыпки из поворотного или стационарного бункера, пескодувным методом, путем свободной засыпки с допрессовкой. Указанные способы изготовления оболочковых форм различаются, по существу, лишь приемами нанесения песчано-смоляной смеси на модельную оснастку.

4. Формирование и отверждение оболочки необходимой толщины. Широко применяется насыпной (бункерный) способ формообразования оболочки, основанный на использовании поворотного бункера, для свободной засыпки формовочной смесью модели вместе с модельной плитой (рис. 14.1). Бункер наполняют песчано-смоляной смесью. Нагретая и обработанная разделительным составом модельная плита с моделью закрепляется на приемной рамке поворотного бункера (рис. 14.1, *а*). Засыпка модели и модельной плиты смесью осуществляется поворотом бункера на 180° (рис. 14.1, *б*). Для формирования оболочки толщиной 5—15 мм плиту выдерживают под смесью в течение 15—20 с. При этом смола быстро плавится и затвердевает, образуя полутвердую оболочку. Затем бункер возвращают в исходное положение (рис. 14.1, *в*). С него снимают модельную плиту с налипшей оболочкой и помещают в печь для доотверждения оболочки (режим окончательного отверждения смолы — 300—350 °С, 1—3 мин).

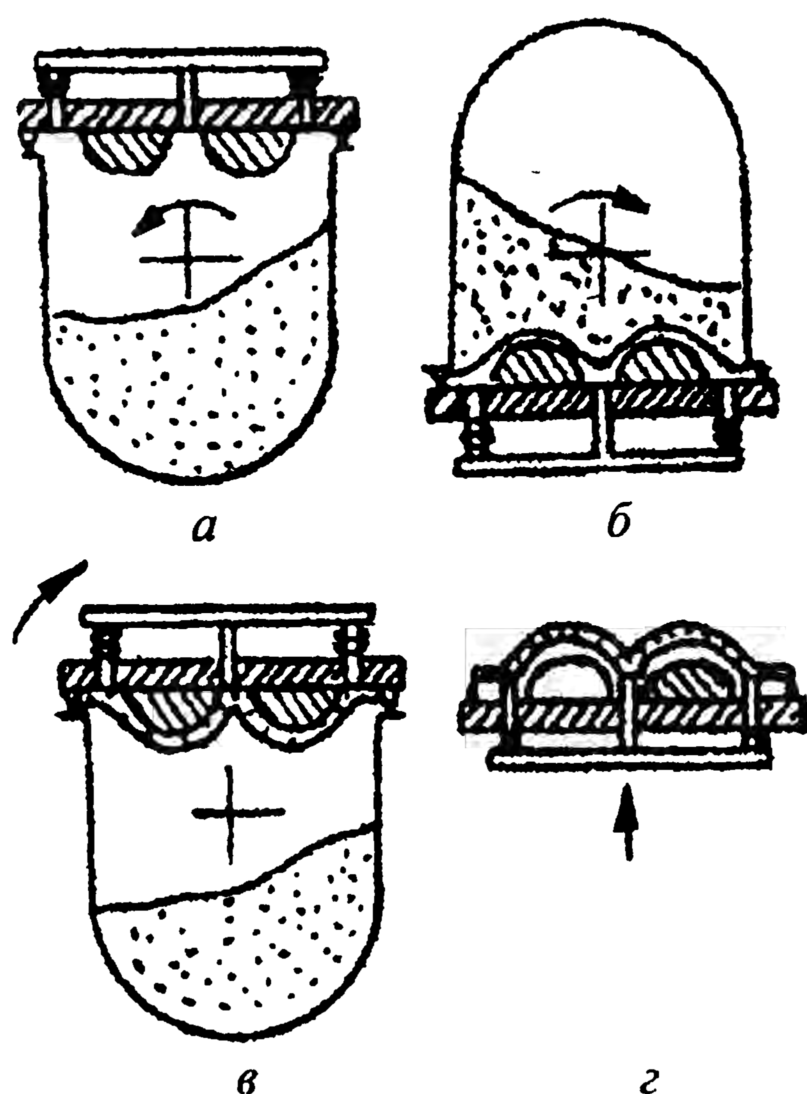


Рис. 14.1. Схема изготовления оболочковой формы с помощью поворотного бункера

5. Съем оболочковой полуформы после ее изготовления с модели осуществляется с помощью толкателей (рис. 14.1, *г*).

Перед заливкой собранные формы с вертикальной плоскостью разъема (а также формы крупных размеров) помещают в контейнеры и засыпают чугунной дробью. Этим предотвращается коробление и разрушение форм при их заливке расплавом. Небольшие формы с горизонтальной плоскостью разъема устанавливают для заливки на слой песка.

Способом литья в оболочковые формы получают отливки массой от 0,2 до 200 кг практически из любых литейных сплавов. Этим способом изготавливают ребристые мотоциклетные цилиндры, коленчатые валы автомобильных двигателей.

Преимущества способа литья в оболочковые формы: возможность получения тонкостенных отливок сложной формы; гладкая и чистая поверхность отливок; небольшой расход смеси; качественная структура металла за счет повышенной газопроницаемости форм; широкая возможность автоматизации; небольшие допуски на обработку резанием. Недостатки: ограниченный размер отливок (до 1500 мм); высокая стоимость смесей; выделение вредных паров и газов из смесей при изготовлении форм.

14.1.2. Литье по выплавляемым моделям

Литье по выплавляемым моделям (ЛВМ) — это процесс получения отливок в неразъемных разовых огнеупорных формах, изготавливаемых с помощью моделей из легкоплавящихся, выжигаемых или растворяемых составов. Используют как оболочковые (керамические), так и монолитные (гипсовые) формы. Таким образом, рабочая полость формы образуется выплавлением, растворением или выжиганием модели. Отливки, полученные методом ЛВМ, мало отличаются (по размерам и форме) от готовой детали. Этим способом можно получать сложные тонкостенные детали (например, охлаждаемые лопатки ГТД, художественные и ювелирные изделия). Литье по выплавляемым моделям осуществляют различными способами заливки: свободной, центробежной, под низким давлением, с использованием направленной кристаллизации.

Модельные составы, применяемые при литье по выплавляемым моделям, должны обладать минимальными значениями усадки и коэффициента термического расширения, иметь высокую жидкотекучесть в вязкопластичном состоянии, хорошо смачиваться керамической или гипсовой суспензией, наносимой на модель, но химически с ней не взаимодействовать, обладать температурой размягчения, превышающей 40 °С. В табл. 14.1 приведена характеристика основных групп модельных составов.

При использовании широко распространенных *воскообразных составов* модели изготавливаются из расплавов или паст. Наряду с основными компонентами (парафин, стеарин и т. п., см. табл. 14.2) эти составы содержат син-

тетические полимеры (например, полиэтиленовый воск), повышающие теплоустойчивость и прочность моделей. Составы на основе *натуральных и синтетических смол* (см. табл. 14.2) по сравнению с составами первой группы обладают большей прочностью и теплоустойчивостью.

Таблица 14.1. **Классификация модельных составов***

Характеристика группы модельных составов	Примеры маркировки модельных составов**
Воскообразные выплавляемые	ПС 50-50, ПБТТ$_3$ 25-35-35-5 (ВИАМ-102), ПБТТ$_3$ 25-45-25-5 (В-1), ПВКБ
Составы на основе натуральных и синтетических смол	КЦП$_3$Б$_н$ 80-18-1,6-0,4 (МАИ-3ш), КП$_с$Ц 50-30-20
Водорастворимые	К$_6$П$_{вс}$М$_с$ 95-2,5-2,5 (МПВС-2)
Выжигаемые (на основе компактных и вспенивающихся термопластов)	ПСВ (полистирол вспенивающийся), полистирол блочный
Выплавляемые, с твердыми наполнителями	ОН-1, ОН-2, ОН-3, МВ
Эмульсионные, с твердыми наполнителями	МВ-2, ОН-7

* По данным В. А. Озерова и В. В. Аппилинского.

** Расшифровка сокращенных буквенных обозначений компонентов приведена в табл. 14.2.

Таблица 14.2. **Компоненты выплавляемых и водорастворимых модельных составов**

Компоненты модельных составов	Условное обозначение модельных составов				
	ПС 50-50	ВИАМ-102	ПВКБ	МАИ-3ш	МПВС-2
	Содержание компонентов, мас. %				
Парафин (П)*	50	25	25		
Стеарин (С)	50				
Полиэтиленовый воск ПВ-300 (В)			10		
Канифоль (К)			40	80	
Карбамид (мочевина) (К$_6$)					95
Буроугольный воск (Б)		35	23		
Торфяной воск (Т)		35			
Церезин (Ц)			2	18	
Триэтаноламин (Т$_3$)		5			
Полиэтилен (П$_3$)				1,6	
Битум нефтяной (Б$_н$)				0,4	
Поливиниловый спирт (П$_{вс}$)					2,5
Магний сернокислый (М$_с$)					2,5

* В скобках указаны буквенные обозначения компонентов в маркировке модельных составов.

Водорастворимые составы (см. табл. 14.2) на основе мочевины (карбамида), азотнокислых и других водорастворимых солей имеют малую усадку и плавятся в области температур 129—339 °С. Они широко используются для изготовления сложных по форме стержней.

Использование *выжигаемых модельных составов* упрощает и удешевляет формовку, повышая при этом точность литья, что обусловлено газифицированием (разложением) выжигаемого состава при заливке сплава. Суспензионный полистирол, используемый в *выжигаемых составах*, обеспечивает теплоустойчивость моделей в процессе ускоренной сушки слоев оболочковых форм при 70—80 °С.

Выплавляемые модельные составы с твердыми наполнителями (табл. 14.3) в сущности представляют собой изотропный композиционный материал с пластичной матрицей и распределенными в ней частицами твердого порошка (наполнителя). В данном случае имеется возможность формирования необходимых свойств модельного материала за счет количественного и качественного изменения составов наполнителя и матрицы. Это позволяет использовать указанные модельные составы в производстве литых лопаток газотурбинных двигателей.

Таблица 14.3. **Компоненты выплавляемых и эмульсионных модельных составов с твердыми наполнителями**

Марка модельного состава	Марка или материал компонента модельного состава, мас. %		
	Пластификатор	Наполнитель	Эмульгатор
ОН-2	ПВКБ — 50%	Декстрин — 50%	—
ОН-3	ПВКБ — 50%	Мочевина ($К_6$) — 50%	—
МВ	В1 (или ВИАМ-102) —50%	Мочевина ($К_6$) — 50%	—
МВ-2	В1 (или ВИАМ-102) — 56,4%	Мочевина ($К_6$) — 40%	ОП-7 (или ОП-10) — 3,6%

Эмульсионные модельные составы с твердыми наполнителями (см. табл. 14.3) по ряду технологических (усадка, прочность, чистота поверхности) и коррозионных (взаимодействие с влагой воздуха и этилсиликатным связующим) свойств являются более приоритетными по сравнению с ранее рассмотренными выплавляемыми модельными составами (с твердыми наполнителями).

Технология литья по выплавляемым моделям. Изготовление моделей осуществляется посредством заливки или запрессовки модельного состава в пастообразном (подогретом) состоянии в специальные пресс-формы *1* (рис.14.2, *а*). В частности, литьевой способ получения пенополистироловых моделей на специальных термопластавтоматах включает в себя пластификацию нагревом (100—220 °С) гранул полистирола, впрыскивания его в пресс-форму с последующим вспениванием и охлаждением модели. Для производства пресс-форм используют как металлические (стали, алюминиевые и свинцово-сурьмянистые сплавы), так и неметаллические (гипс, эпоксидные смолы, формопласт, виксинт, резина, твердые породы дерева) материалы. Пресс-формы, используемые для получения моделей, должны обеспечить им высокие параметры точности размеров и качества поверхности, быть удобными в изготовлении и эксплуатации, а также иметь соответствующий уровню серийности ресурс работы. Так, при единичном, мелкосе-

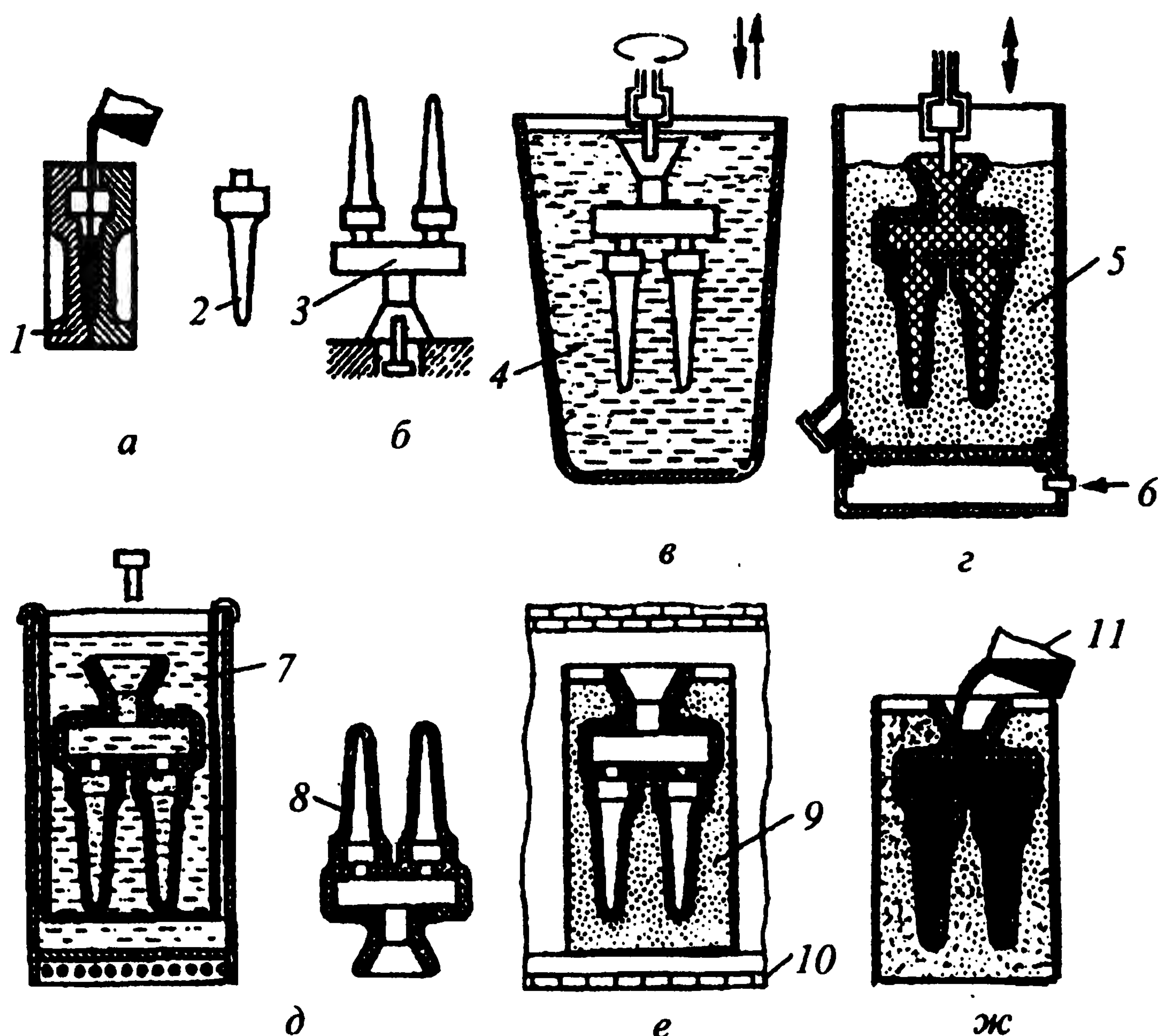


Рис. 14.2. Литье по выплавляемым моделям:
1 — пресс-форма; *2* — модель; *3* — модельно-литниковый блок; *4* — суспензия; *5* — псевдоожиженный слой зернистого огнеупорного материала; *6* — подача сжатого воздуха; *7* — расплав модельной массы (или горячая вода); *8* — керамическая оболочковая форма; *9* — опорный наполнитель (кварцевый песок); *10* — печь; *11* — ковш

рийном и серийном производствах используются, в основном, литые металлические, гипсовые, цементные, пластмассовые, деревянные, а также полученные методами металлизации пресс-формы. В крупносерийном и массовом производствах, как правило, применяются металлические (часто многогнездные) пресс-формы, изготавливаемые с помощью механической обработки.

При изготовлении гипсовых пресс-форм эталон модели (модель-эталон), выполненный из любого конструкционного материала, заливают водной суспензией высокопрочного гипса марок 350 и выше. Такие пресс-формы выдерживают изготовление до 50 штук моделей, но не обеспечивают последним высоких показателей точности размеров и качества поверхности.

Достаточно широкое распространение (с учетом технологичности конструкции и невысокой стоимости) получили литые металлические пресс-формы, изготавливаемые из легкоплавких сплавов (например, сплава Вуда, АЛ2, ЦАМ4-1). Использование литых пресс-форм позволяет вносить все конструктивные доработки непосредственно в модель-эталон, а не в саму готовую пресс-форму, что существенно снижает трудоемкость изготовления форм и уменьшает разброс размеров моделей.

Пластмассовые пресс-формы изготавливают из пластмасс холодного твердения на основе эпоксидных и других смол, часто с добавками металлических (железных, алюминиевых, медных) порошков для повышения теплопроводности форм. Такие пресс-формы обладают высокой механической прочностью, коррозионной стойкостью и обеспечивают хорошую точность моделей.

При литье художественных и ювелирных изделий, а также в зубопротезировании широко используют пресс-формы из эластичных материалов. В данном случае в качестве формообразующего материала применяют формопласт, резину, а также разновидности герметика — виксинта: жидкий (полупрозрачный) и пастообразный (белый).

Для изготовления пресс-форм применяются также методы гальванопластики, металлизации и напыления. Так, гальваническое покрытие наносят на модель-эталон, изготовленный из полированного сплава на основе алюминия или цинка. В то же время при формировании плазменных покрытий на основе металлических порошков в качестве материала модели-эталона применяют металлические сплавы, графит или гипс.

Запрессовка модельных составов осуществляется на прессах (пневматических, рычажных и др.) или вручную.

Монтаж модельных блоков. Объединение мелких моделей *2* в блоки *3* (см. рис. 14.2, *б*) с единой литниковой системой повышает технологичность, производительность и экономичность процесса литья. Сборка моделей в модельные блоки (т. е. соединение моделей отливки с моделью стояка) осуществляется разными способами: а) припаиванием разогретым инструментом (паяльником, ножом) или жидким модельным составом; б) соеди-

нением моделей в кондукторе с одновременной отливкой модели литниковой системы; в) соединением моделей в блоки на металлическом стояке (каркасе) с помощью механического крепления (зажима); г) склеиванием моделей отливки и литниковой системы.

Формирование на модельных блоках керамической оболочки. Способ литья по выплавляемым моделям нашел широкое применение в промышленности (особенно в авиации) благодаря использованию неразъемных керамических оболочковых форм, обладающих комплексом необходимых эксплуатационных свойств (газопроницаемость, термостойкость, жесткость, гладкость поверхности, точность размеров, отсутствие газотворности, высокая рабочая температура и др.).

Обычно керамическая оболочка состоит из 3—8 последовательно наносимых слоев (в принципе, число слоев может достигать 20 и более), обеспечивающих в итоге общую толщину стенок формы от 2 до 5 мм. В ряде случаев допускаются и меньшие значения толщин стенок (0,5—1,5 мм) керамической оболочки. Слои суспензии *4* наносят погружением в нее модельного блока (см. рис. 14.2, *в*). После стекания с моделей излишков суспензии их обсыпают огнеупорным материалом (например, кварцевым песком, крошкой шамота, электрокорундом с размером зерен для разных слоев в пределах 0,1—1,5 мм) в псевдоожиженном слое *5* (рис.14.2, *г*) и сушат. При этом каждый слой оболочки просушивают до тех пор, пока содержание жидкой фазы в нем будет не более 20%. В состав суспензии входят связующее — гидролизованный раствор этилсиликата (ЭТС) — 70% и пылевидный кварц (либо силиманит, электрокорунд, циркон и др.). ЭТС состоит из смеси эфиров кремниевых кислот и описывается общей формулой $(C_2H_5O)_{2n+2}Si_nO_{n+1}$ (где $n = 1, 2, 3, \ldots$). Поскольку ЭТС и вода взаимно нерастворимы, то для активизации процесса гидролиза их перемешивают, используя растворители — спирт или ацетон, а также катализатор HCl. В процессе гидролиза происходит частичное (а в завершающей стадии — полное) замещение этоксильных групп C_2H_5O гидроксильными, обеспечивающими сшивание простых молекул в сложные, а также образование линейных и сетчатых структур. В результате гидролиза с использованием малого количества воды раствор этилсиликата приобретает свойства кремнийорганического полимера. Гидролиз приводит к возникновению молекул поликремниевых кислот $nSiO_2 \cdot (n+1)H_2O$, рост которых повышает вязкость раствора и способствует образованию силикозоли. При сушке и обжиге золь переходит в гель; гель теряет влагу, а содержащийся в нем оксид SiO_2 соединяет зерна огнеупора; при этом суспензия твердеет. Каждый нанесенный этилсиликатный суспензионный слой сушат на воздухе в течение 2—6 ч и более. Для ускорения сушки необходимо провести химическое отверждение связующей пленки, воздействуя на нее влажным аммиаком (аммиак действует как катализатор гидролиза). Применение вакуумно-аммиачного способа твердения позволяет в несколько раз сократить продолжительность сушки.

Выплавление моделей из керамических форм. Легкоплавкие составы удаляют в ваннах с горячей водой *7* (рис. 14.2, *д*), а тугоплавкие выплавляют горячим воздухом, перегретым паром под высоким давлением при температуре до 120 °С и более (автоклавный метод), в расплаве модельной массы (рис. 14.2, *д*), а также высокочастотным нагревом. Использование эффективного метода выплавления модельных составов — СВЧ-нагрева — позволяет исключить деформацию или разрушение керамической оболочки из-за напряжений в ней, вызванных расширением объема модельного состава при его плавлении. Эффект воздействия СВЧ обусловлен быстрым нагревом и оплавлением поверхностного слоя модели, контактирующего с керамической оболочкой, в результате чего между ней и нерасплавленной частью модели образуется зазор, исключающий их механическое взаимодействие и деформацию оболочки.

Модели на основе карбамида удаляют без нагрева путем растворения в воде.

Формовка оболочек заключается в их размещении в опорном наполнителе *9* (рис.14.2, *е*) с целью упрочнения, защиты от резких изменений температуры при прокаливании и заливке металлом. Опорный наполнитель может быть сухим сыпучим (песок без связующих), насыпным пластичным, увлажненным связующим (наполнитель отверждается в процессе сушки), наливным самотвердеющим (жидкие самотвердеющие смеси). Присутствие наполнителя обеспечивает длительное сохранение высокой температуры в полости формы после прокаливания и, как следствие, хорошую заполняемость формы металлом при литье тонкостенных деталей.

Прокаливание оболочковых форм проводится при их нагреве в печи *10* (рис.14.2, *е*) до 850—950 °С с целью удаления остатков модельных составов и газотворных веществ из материала оболочки, а также завершения процессов ее твердения. Это способствует улучшению условий заливки металла. При прокаливании керамической формы в вакууме или псевдоожиженнном слое горячего песка ее температура нагрева может быть снижена в связи с активизацией процессов возгонки, деструкции или окисления удаляемых из формы продуктов распада модельного материала. Так, прокаливание в указанных выше условиях кварцевых оболочек, предназначенных для литья алюминиевых сплавов, может осуществляться уже при 500—550 °С, т. е. при температурах более низких, чем температура полиморфного превращения кварца, что исключает возможность растрескивания изготовленных из него оболочек.

Интенсификация удаления выжигаемых модельных составов достигается за счет подачи в рабочую зону прокалочного устройства активных газообразных реагентов (воздух, кислород или водяной пар), обеспечивающих полноту их сгорания.

Заливка, выбивка и очистка отливок. Способом литья по выплавляемым моделям получают отливки из многих материалов: конструк-

ционных углеродистых и легированных сталей, сплавов на основе алюминия, магния, меди, никеля, кобальта, титана, ниобия, бериллия, золота, серебра, платины и ряда других. Заливка металла (рис. 14.2, *ж*) осуществляется в горячие формы, часто сразу после их прокаливания. Температура формы зависит от состава литейного сплава: при заливке стали она составляет 800—900 °С, сплавов на основе никеля — 900—1100 °С, меди — 600—700 °С, алюминия и магния — 200—250 °С. Качество металла отливки и его свойства зависят от состава сплава, условий его плавки и заливки расплава в форму, а также от характера процесса кристаллизации отливки. Так, повышение качества литейного сплава достигается его плавкой и заливкой в вакууме или в среде инертного газа (например, аргона). Это особенно важно для сплавов на основе легко окисляющихся элементов (Al, Ti) или содержащих эти элементы в качестве компонентов. Например, перед заливкой алюминиевых сплавов применяют фильтрацию расплава, а заливку ведут под низким давлением или вакуумным всасыванием, а также другими, обеспечивающими чистоту металла, способами. Литье титановых сплавов часто осуществляют в вакуумно-дуговых плавильно-заливочных установках с остаточным давлением 0,133—0,666 Па.

Заполняемость форм расплавом достигается воздействием центробежных (при центробежном литье) и электромагнитных (МГД-насос постоянного тока) сил, давлением нейтрального газа, а также литьем под низким давлением и вакуумным всасыванием. Указанные методы одновременно обеспечивают повышение плотности и прочности металла отливок.

Достаточно широко используемая при литье по выплавляемым моделям (благодаря термостойкости и прочности высокоогнеупорных оболочковых форм) направленная кристаллизация отливок из различных сплавов, в том числе и из жаропрочных (см. гл. 15), обеспечивает формирование столбчатой и монокристаллической структуры с высоким уровнем физико-механических и других эксплуатационных свойств.

Охлажденные отливки выбивают из форм на вибрационных решетках. Опорный наполнитель просыпается через решетку. Литниковые системы крупных отливок отделяют газопламенной и анодно-механической резкой, а также на металлорежущих станках и прессах. В то же время выбивка удаляет лишь 90% материала керамической оболочки, а 10% сохраняются в отверстиях и карманах (поднутрениях) отливки. Поэтому операция очистки отливок является обязательной.

Механические способы очистки включают в себя очистку дробью, шариками из натриево-известкового стекла, металлическим песком, гидроабразивную и виброочистку (в том числе ультразвуковую).

Химическая (химико-термическая) очистка осуществляется в растворах и расплавах щелочей. Так, например, очистку алюминиевых отливок успешно осуществляют при 400—550 °С, поскольку в данных условиях практически не наблюдается взаимодействие алюминия с расплавом.

Наибольший технический и экономический эффект достигается при комбинированной ступенчатой очистке, состоящей из последовательно проводимых операций механической и химической очисток.

Преимуществами данного способа литья являются: возможность получения отливок сложной конфигурации; использование практически любых сплавов; высокое качество поверхности и точность размеров отливок; минимальные припуски на механическую обработку; обеспечение качественной равноосной, столбчатой и монокристаллической структуры с высоким уровнем эксплуатационных свойств.

К недостаткам способа литья можно отнести многооперационность, трудоемкость и длительность процесса, многообразие материалов, используемых для изготовления формы.

Способом литья по выплавляемым моделям изготавливают сложные отливки высокого качества, например, турбинные лопатки из жаропрочных сплавов, постоянные магниты с определенной кристаллографической ориентацией структуры, художественные изделия и др.

14.1.3. Литье в кокиль

Кокильным литьем называют процесс получения отливок посредством свободной заливки расплавленного металла в многократно используемые металлические формы — кокили.

Кокили изготавливают из серого (СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ25) и высокопрочного чугуна (ВЧ 42-12, ВЧ 45-5), конструкционных углеродистых (10, 20, 15Л, 25Л) и легированных (15ХМЛ) сталей, медных (латуни) и алюминиевых (АЛ2, АЛ4, АЛ9, АЛ11, АЛ12) сплавов. Для изготовления стержней и вставок многократного действия, работающих в условиях воздействия больших тепловых и механических нагрузок, используют легированные стали (30ХГС, 35ХГСА, 4Х5МФС и др.). Выталкиватели выполняют из инструментальных сталей (У8А, У10А), поскольку они должны обладать большой твердостью и износостойкостью. Многократность использования формы обусловлена, главным образом, материалом отливки. С помощью одной формы (или большей части ее элементов) кокильным литьем получают до 500 мелких стальных, 5000 чугунных или десятки тысяч алюминиевых отливок. Отдельные элементы кокиля (в первую очередь — стержни, оформляющие внутренние полости отливки) могут изготавливаться как из металла, так и из стержневой смеси; в последнем случае они предназначаются лишь для разового использования (рис. 14.3). Металлические стержни сложной формы целесообразно делать разборными.

Классификация кокилей осуществляется по следующим признакам: а) по соотношению трех габаритных размеров: плоские (один размер значительно

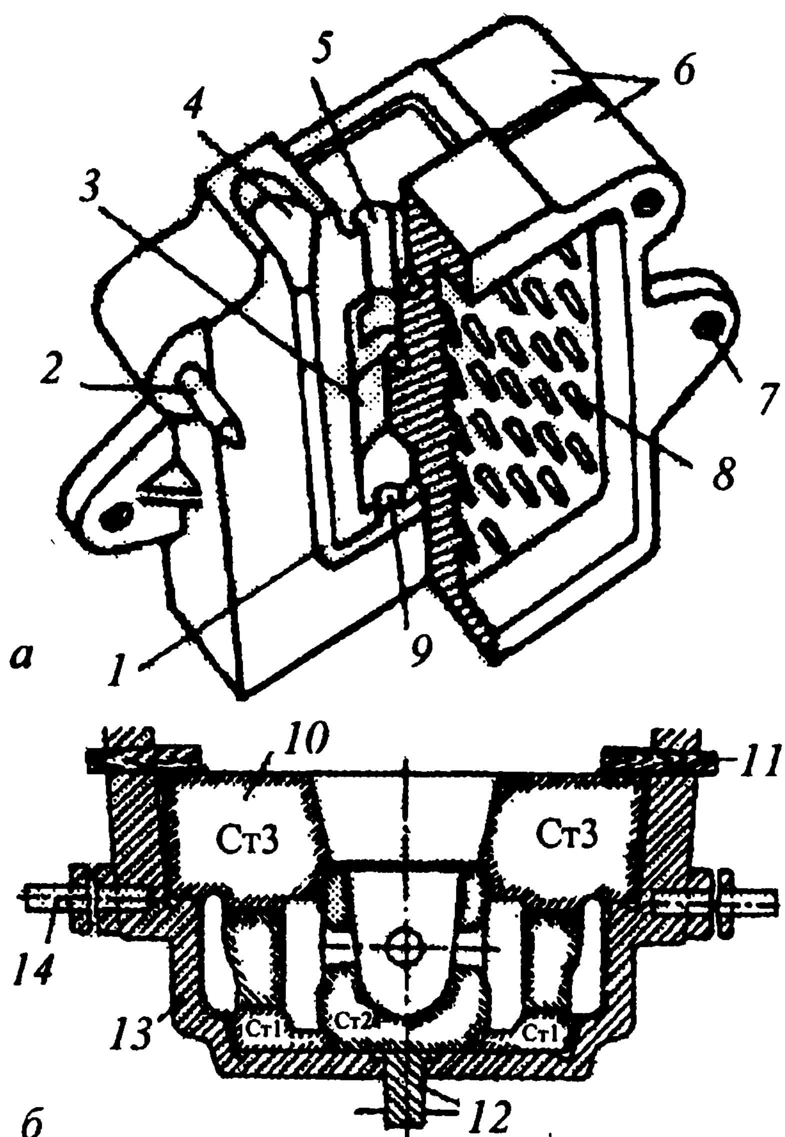


Рис. 14.3. Разновидности кокилей:
а — разъемный (с вертикальной плоскостью разъема); *б* — неразъемный (вытряхной) кокиль; *1* — литниковый ход; *2* — штырь; *3* — внутренняя полость кокиля; *4* — воронка для заливки расплава; *5* — выпор; *6* — две половины разъемного кокиля; *7* — отверстия для крепления одной половины разъемного кокиля к плите машины; *8* — пальцы для улучшения охлаждения кокиля; *9* — питатель; *10* — песчаные стержни (Ст1—Ст3); *11* — клин для крепления стержня; *12* — выталкиватель; *13* — корпус неразъемного кокиля; *14* — цапфы, обеспечивающие поворот кокиля относительно горизонтальной оси

меньше двух других) и цилиндрические (один размер значительно больше двух других); б) по наличию разъемных частей и расположению в пространстве поверхности раздела: неразъемные (вытряхные) и разъемные (с горизонтальной, вертикальной и комбинированной поверхностью разъема) — см. рис. 14.3, *а, б*; в) по числу рабочих гнезд: одноместные и многоместные; г) по конструкции рабочих стенок кокиля: цельные и составные из элементов (унифицированных или неунифицированных) — параллелепипедов, проволоки, иголок и др.; д) по способу охлаждения: с воздушным (естественным или принудительным), жидкостным (вода, эмульсия, масло) и комбинированным (водовоздушным) охлаждением; е) по типу конструкции рабочей стенки и способу подвода к ней охлаждающей среды: однослойные и двухслойные; ж) по долговечности защитного покрытия: с периодически наносимым и постоянным защитным покрытием; з) по составу материала рабочей стенки кокиля: чугунные, стальные, из алюминиевых, медных и специальных сплавов, а также композиционных материалов.

Требования к конструкции кокиля. При конструировании кокилей необходимо обеспечить их технологичность, в которую включаются следующие требования: а) наличие минимально необходимого числа разъемов и стержней; б) использование стандартных и унифицированных деталей; в) конструктивное обеспечение быстрого удаления из рабочей полости кокиля газов посредством различных вентиляционных каналов (вент — выдувных сетчатого типа отверстий, подвижных соединений, разъемов, выпора); г) легкое удаление из кокиля отливок и металлических стержней, а также сменных элементов кокиля (вставок и др.); д) наличие элементов для естественного и искусственного (водяного, воздушного или смешанного) охлаждения (рис.14.3, *а*); е) включение в конструкцию кокиля (или стержня) элемен-

тов литниковой системы для обеспечения заливки расплава; ж) обеспечение (за счет центрирующих штырей, отверстий, фиксирующих шпонок) четкой сборки (без перекоса) при смыкании подвижных частей кокиля (рис.14.3, *а*); з) конструктивное обеспечение регулируемого теплоотвода за счет использования многослойных кокилей (в частности, получаемых методами порошковой металлургии), стенки которых состоят из двух (или более) слоев с разными составом, структурой и теплопроводностью.

Особенности конструкции составных кокилей. Рабочая стенка формы в продольном или поперечном сечении выполняется из нескольких достаточно крупных элементов. Например, двухслойный кокиль с продольным членением рабочей стенки конструктивно реализуется как водоохлаждаемый корпус, в который вставляется сменный вкладыш, одновременно являющийся рабочей стенкой кокиля. Такие двухслойные кокили удобно применять при жидкостном охлаждении. Преимущества двухслойных кокилей заключаются в их большей безопасности, обусловленной изоляцией рабочей полости от каналов перемещения охлаждающей жидкости, а также в экономичности и технологичности ремонта кокиля посредством замены вкладыша. В составных кокилях в наиболее нагруженных участках рабочей полости размещаются сменные вставки, легко поддающиеся замене.

Основы технологии литья в кокиль. Технологический процесс кокильного литья требует специальной подготовки кокиля к заливке и включает следующие операции: а) очистку рабочей поверхности кокиля от остатков отработанного покрытия, загрязнений и ржавчины; б) нанесение (пульверизатором или кистью) на предварительно подогретые до 100—150 °С рабочие поверхности кокиля специальных теплоизоляционных слоев и противопригарных красок, одновременно повышающих качество поверхности отливок; в) нагрев кокиля до оптимальной (для каждого сплава своей) температуры в пределах 115—475 °С в целях повышения заполняемости формы расплавом и тем самым улучшения качества отливок; г) сборку формы, состоящую из простановки стержней и соединения металлических полуформ; д) заливку расплава в форму; е) охлаждение отливок до установленой температуры; ж) разборку кокиля с извлечением отливки.

Начиная с заливки расплава в форму все последующие технологические операции кокильного литья аналогичны таковым при литье в разовые (например, песчаные) формы. Металлический стержень извлекается из отливки до ее удаления из кокиля. Для удаления воздуха и газов из рабочих полостей кокилей широко используют естественные зазоры между элементами формы — разъемные и неразъемные стыки деталей кокиля. По этим стыкам устраивают газоотводные (вентиляционные) каналы глубиной 0,2—0,5 мм, выполняя их в виде рисок-насечек или тонких щелей. Глубокие полости вентилируются через специально устанавливаемые в стенках кокиля вентиляционные пробки

и игольчатые вставки (пакеты иголок, запрессованные в сквозные отверстия формы), имеющие газоотводные зазоры.

Режимы и способы подогрева кокиля. Начальная температура кокиля во многом определяет качество получаемой отливки, а также стойкость стенок кокиля и его элементов (стержней, вкладышей). Необходимость предварительного подогрева кокиля обусловливается скоплением в нем (на холодных стенках, щелях по разъему, в вентах) водного конденсата, взаимодействие которого с расплавом при заливке может привести (в результате диссоциации воды) к взрыву и разрушению кокиля. В то же время холодный кокиль при заливке расплава подвергается максимальному по силе термическому удару, что также способствует разрушению литейной формы и ее элементов. Минимальная температура подогрева кокиля составляет 85—95 °С, а максимальная колеблется в пределах 115—475 °С, что предотвращает недоливы и отбел чугуна. При перегреве кокиля в нем активизируются процессы коррозии, обезуглероживания, насыщения серой и «роста» чугуна; при этом в отливках наблюдаются усадочные раковины, поры и повышенная ликвация.

Способы охлаждения кокилей. Искусственное охлаждение кокиля применяют с целью увеличения скорости затвердевания и охлаждения отливки, уменьшения продолжительности цикла литья и, как следствие, повышения стойкости кокиля. Искусственному охлаждению могут подвергаться как рабочая или наружная поверхности, так и их фрагменты. Охлаждающей средой являются сжатый воздух, вода, эмульсия, масло. Водные краски используют для местного охлаждения некоторых частей кокиля. Искусственное охлаждение может осуществляться посредством свободной струи воды (душирование), перемещения жидкости или воздуха по замкнутым каналам, а также окунания в жидкость кокиля или его элементов. Для увеличения площади охлаждаемой наружной поверхности на ней специально предусматриваются цилиндрические штыри-выступы (см. рис. 14.3, *а*), а также специальные медные вставки. В зависимости от необходимости искусственное охлаждение проводят во время нахождения отливки в кокиле, после ее выбивки или в течение всего процесса литья.

Методы изготовления кокилей. Получение кокилей литьем. Широко используется метод литья заготовок кокилей по специальным моделям. При литье стальных кокилей в песчаные формы хорошее качество поверхности отливки обеспечивается применением формовочной смеси на основе кварцевого песка КО20Б (94% мас.) с добавками жидкого стекла (5,5% мас.) и 15%-ного раствора едкого натра (0,5% мас.). При литье кокилей из разных сплавов широко применяется вакуумная формовка.

Алюминиевые кокили получают способом *кокильного литья* в стальные или чугунные мастер-кокили. Для получения гипсовой модели кокиля в качестве мастер-модели используют отливку.

Весьма эффективным и перспективным способом изготовления стальных кокилей является *электрошлаковое литье,* обеспечивающее получение плотной структуры отливки с высокими механическими свойствами (в частности, ударной вязкостью).

Получение кокилей методами порошковой металлургии. Этим методом получают многослойные кокили с различными теплофизическими и механическими свойствами слоев. Элементы стенок кокиля получают прямым или гидростатическим прессованием порошка в пресс-формах. Для упрочнения материала элементов кокиля в матрицу, изготовленную из железного порошка типа ПЖ2М, вводят отрезки молибденовой проволоки. Прессованные элементы многослойной стенки кокиля спекают.

Изготовление составных кокилей вызывает необходимость нормализации и универсализации сменных элементов стенок кокиля. Например, так называемые игольчатые кокили изготавливаются из отрезков проволоки определенного диаметра. Эти кокили отличаются хорошей податливостью и газопроницаемостью.

Покрытия на кокилях. Назначение покрытий: а) обеспечение необходимого теплообмена между рабочей поверхностью кокиля и отливкой с целью регулирования режима ее охлаждения; б) создание в кокилях восстановительной или окислительной атмосферы, исключающей образование на поверхности отливки оксидов или карбидов соответственно (покрытия с большой газотворной способностью); в) защита рабочей поверхности кокиля от воздействия термического удара и эрозионного воздействия расплава; г) защита от пригара или приваривания отливки к стенкам и каналам кокиля, а также от высокотемпературного окисления и обезуглероживания ее поверхности; д) использование покрытий для поверхностного легирования (алитирование, силицирование и др.); е) уменьшение коэффициента трения между отливкой и стенками кокиля.

Все защитные покрытия условно подразделяются на разовые, многоразовые и постоянные. Все они, в свою очередь, делятся на тонкостенные и толстостенные. Долговечность постоянных покрытий соизмерима с ресурсом работы кокиля или сроком межремонтных работ. Они формируются на рабочей поверхности кокиля газопламенным или плазменным напылением, диффузионным насыщением (алитирование, хромирование, силицирование), а также методами электрохимической (анодирование) и химико-термической (азотирование, нитроцементация, цементация) обработки.

Разовые и многоразовые покрытия. В качестве разовых и многоразовых покрытий используются краски. При формировании многоразового покрытия кокилей для литья чугуна используют водную суспензию на основе молотого шамота (40%) с добавками жидкого стекла (6%) и марганцевокислого калия (0,05%). Здесь и далее содержание компонентов приводится в массовых процентах. Для тех же целей применяется водная суспен-

зия сажи (10—15%) и огнеупорной глины (10—15%) с добавками жидкого стекла (5—7%) и смачивателя ОП-7 (0,5%).

В качестве разовых красок на рабочие стенки кокиля (при литье чугуна) наносят безводное покрытие — ацетиленовую копоть, а также покрытие, осаждаемое из водной суспензии, содержащей молотый тальк (23%) с добавками огнеупорной глины (2%), жидкого стекла (4%) и буры (1,2% сверх 100%).

Разовые покрытия наносят на многоразовый подслой, для получения которого используется водная суспензия порошкообразного кварца (16%) с добавками жидкого стекла (3,2%) и марганцевокислого калия (0,06% сверх 100%).

При литье стали часто применяют покрытие в виде водной суспензии, содержащее 30—40% огнеупорного наполнителя (карборунд, циркон, оксид хрома и др.) с добавками жидкого стекла (5—9%) и борной кислоты (0,7—0,8%). Покрытие целесообразно наносить в несколько слоев.

При литье магниевых сплавов используют для формирования покрытий водные суспензии, содержащие 15% оксида магния или цинка (либо 18% талька) с добавками борной кислоты и жидкого стекла (каждой по 2,5—4%). Составы покрытий, близкие к приведенным для магниевых сплавов, также наносятся на рабочие поверхности кокилей при литье алюминиевых сплавов: это водные суспензии на основе цинковых белил (15%) или мела (17,5%) с добавками асбестовой пудры (5—8,7%) и жидкого стекла (3—3,5%).

Постоянные покрытия. В качестве постоянных используются плазменные покрытия на основе Al_2O_3 и ZrO_2, стабилизированных CaO. Имеется также положительный опыт стабилизации оксида циркония 25%-ными (по массе) добавками жидкого стекла (силикатов натрия $Na_2O \cdot nSiO_2$, где n = 1,5—3,5) в порошок ZrO_2. Для повышения адгезии керамического покрытия к основе на кокиль наносят промежуточный слой (подслой) толщиной 0,2 мм. В качестве подслоя используют нихром или сплав системы Ni—Al—P, формируемый напылением из порошка, содержащего 20% Al и 80% Ni + 1,2—1,8% P. Образующиеся в подслое алюминиды никеля улучшают адгезию керамических покрытий к основе. Стабильность оксидных покрытий сохраняется при их толщинах, не превышающих 0,5 мм. Опыт показал, что теплозащитные свойства покрытия из ZrO_2, сформированного на нихромовом подслое, существенно выше, чем покрытия на основе Al_2O_3.

Для повышения температуры плавления, твердости и износостойкости, а также одновременного снижения теплопроводности поверхностного слоя алюминиевых кокилей их подвергают анодированию.

Формирование облицовочного слоя на рабочей поверхности кокиля. Значительно большей стойкостью по сравнению с обычными металлическими кокилями обладают облицованные кокили — металлические формы, рабочие полости которых покрыты неметаллическим рабочим слоем, соизмеримым по толщине (4—5 мм и более) с толщиной стенки рабочей камеры. Применяются одноразовые и многоразовые облицо-

вочные слои. Для формирования облицовочного покрытия используют модель, размещаемую в рабочей зоне кокиля. Зазор между стенками рабочей зоны кокиля и предварительно подогретой моделью заполняют (пескодувным способом, заливкой и др.) облицовочным составом. В качестве облицовочных составов используют: песчано-смоляные смеси, содержащие в качестве связующего фенолформальдегидную смолу (2—2,6%) с добавкой (8—12% от массы смолы) уротропина; самотвердеющие смеси и керамические составы со связующими — жидким стеклом и этилсиликатом соответственно.

После завершения процесса облицовки из кокиля извлекают модели многоразового использования. Разовые же модели, в зависимости от их состава, удаляют выплавлением, растворением или газифицированием.

Достоинства кокильного литья: возможность многократного использования форм; удобства автоматизации процесса труда; хорошие механические свойства отливок, обусловленные их мелкозернистой структурой, формирующейся в процессе интенсивного теплообмена между отливкой и кокилем; размерная точность и качество поверхности отливок; снижение припусков на механическую обработку; повышенный процент выхода годного литья (за счет снижения расхода металла на литниковую систему или из-за ее отсутствия).

Недостатками литья в кокиль являются: трудоемкость изготовления кокилей, их высокая стоимость, отсутствие податливости, особенно при получении сложных фасонных отливок из легированных сталей и тугоплавких металлов. Данным способом получают в основном отливки из сплавов на основе меди, алюминия, магния, а также из стали и чугуна массой до 2000 кг. В то же время известен опыт получения кокильных отливок массой в несколько тонн (до 14 т).

14.2. Литье с применением внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл

14.2.1. Литье под давлением

Данный способ представляет собой машинное литье металла в металлические формы под избыточным давлением (до 300 МПа). Сущность процесса заключается в том, что в камере прессования, соединенной с оформляющей полостью формы, на расплав давит поршень, в результате чего жидкий металл устремляется в полость формы и быстро заполняет ее; застывая в ней, он образует отливку с высокой точностью размеров. Затем происходит раскрытие пресс-формы и удаление отливки с помощью толкателей (рис. 14.4). Технологический процесс литья под давлением харак-

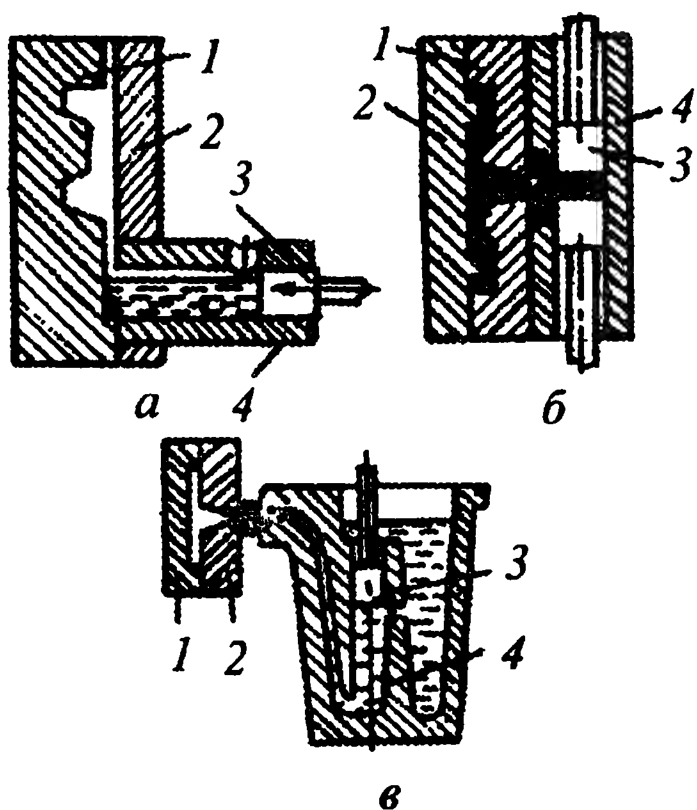


Рис. 14.4. Литье под давлением:
1 — неподвижная часть пресс-формы; *2* — подвижная часть пресс-формы; *3* — поршень, *4* — металлоприемник

теризуется коротким циклом и малым числом операций. Машины для литья под давлением подразделяются по конструкционным и функциональным особенностям узла прессования на три типа: с холодной (неподогреваемой) горизонтальной (рис. 14.4, *а*), с холодной вертикальной (рис. 14.4, *б*) и с горячей вертикальной (рис. 14.4, *в*) камерами прессования. Горячая камера прессования располагается в обогреваемом чугунном тигле с расплавленным металлом. В машинах с горячей камерой прессования предусмотрены автоматические операции дозирования и заливки, что существенно повышает их производительность до 1000—3600 запрессовок в час. Машины с горячей камерой прессования благодаря медленному охлаждению расплава позволяют получать отливки малых размеров и незначительной массы (до нескольких граммов) и используются в основном для литья легкоплавких (цинковых, свинцово-сурьмянистых и др.) сплавов. Машины же с холодной камерой прессования используются для получения отливок из цветных сплавов на основе алюминия, магния, меди, а также из стали и чугуна. С учетом высокой скорости охлаждения сплавы должны обладать оптимальным комплексом технологических свойств: хорошей жидкотекучестью, малой усадкой и минимальным взаимодействием с материалом формы.

Физико-химические процессы, протекающие при литье под давлением. Литьем под давлением получают тонкостенные отливки, масса и теплосодержание которых существенно (на два порядка) меньше, чем у металлических форм. Поэтому при заливке металла в пресс-форму охлаждение отливки происходит с высокой скоростью. Это вызывает необходимость очень быстрого (со скоростью до 120 м/с и продолжительностью от 0,01 до 0,6 с) заполнения расплавом формы. Впускной поток расплава, ударяясь о стенку формы, оказывает на нее гидродинамическое давление. Рост гидродинамического давления способствует повышению качества поверхности отливки и обеспечивает формирование ее рельефа. Однако при этом (из-за увеличения скорости впускной струи) возрастает эрозионное воздействие потока, для уменьшения которого угол между стенкой формы и направлением движения потока следует брать по возможности минимальным. Например, при литье сплава ЦАМ 4 со скоростью впускной струи 40 м/с давление потока расплава на стенку формы под углом 90° будет составлять 11 МПа, а под оптимальным углом 45° — в три раза меньше — 3,5 МПа.

При большой скорости впуска расплава (40—120 м/с), существенно превышающей ее критические значения (от 0,5 до 12 м/с), турбулентный поток металла, ударяясь о стенку формы, разбивается на отдельные капли. При этом происходит закупорка вентиляционных каналов мелкодисперсными каплями металла. Вихревой поток расплава захватывает оставшиеся в полости формы газы (компоненты воздуха) и пары смазывающего материала (70—90% газопаровой фазы от исходного ее количества), образуя при этом газометаллическую эмульсию, быстро затвердевающую в форме. Затвердевший металл имеет по всему объему газовую пористость, что существенно снижает его механические свойства (особенно пластичность). Оставшийся в порах газ при нагреве расширяется, что приводит к вспучиванию металла. Вследствие этого отливки, полученные литьем под давлением, нельзя подвергать термической обработке.

Так называемый гидравлический удар, возникающий при остановке расплава в результате окончания заполнения им полости формы, проявляется в виде мгновенного кратковременного повышения давления металла на стенки формы (например, при скорости потока 20 м/с повышение давления для цветных сплавов составляет от 0,7 до 3 МПа). При гидравлическом ударе металл прижимается к рабочей поверхности формы и четко воспроизводит ее конфигурацию в отливке. Это обеспечивает повышенную плотность ее поверхностного слоя (толщиной до 0,2 мм), отсутствие в нем газовой пористости, точность размеров и хорошее качество поверхности отливки. Под действием гидравлического удара между полуформами образуется небольшой зазор, вызванный смещением подвижной части пресс-формы в направлении, перпендикулярном плоскости разъема. Образование зазора может вызвать разбрызгивание металла и возникновение заливов на отливках, которые устраняют дополнительной механической обработкой. Возникновение указанных дефектов предотвращают с помощью запирающих устройств, характеризующихся величиной усилия запирания (от 2 до 30 МН — в зависимости от типа машины).

Для уменьшения возможности образования газовой и усадочной пористости в отливках применяют:

а) вакуумирование расплава и полости формы;

б) заполнение полости формы (перед заливкой алюминиевых сплавов) кислородом, полностью расходуемым на окисление расплава с образованием незначительной объемной доли оксидов металла. При этом в виду отсутствия в литейной форме воздуха исключается возможность взаимодействия расплава с азотом воздуха (источником образования газовой пористости). Этот метод реализуется при использовании негазотворных смазывающих материалов;

в) толстостенные питатели (вместо тонких — щелевых), затвердевающие позже отливки и обеспечивающие ее полноценное заполнение под давлением.

Преимуществами способа литья под давлением являются его высокая производительность, точность размеров и хорошее качество поверхности (гладкая, плотная) отливок, автоматизация процессов литья, снижение в 10 раз и более трудоемкости изготовления отливок по сравнению с литьем в песчаные формы.

Недостатки способа литья, в первую очередь, обусловлены возникновением в отливках газоусадочной пористости: это пониженные плотность и пластичность металла, невозможность проведения следующей за литьем термической обработки. К недостаткам данного способа литья можно отнести также ограничение массы отливок (до 50 кг), высокую стоимость пресс-форм.

Литьем под давлением получают детали (корпуса, платы) различных приборов, электрических машин, карбюраторов, а также алюминиевые блоки цилиндров, сантехническую арматуру и др. Данным способом изготавливают изделия, почти не требующие последующей механической обработки, в том числе детали с готовой резьбой и т. п.

14.2.2. Литье под низким давлением

Литье под низким давлением (ЛНД) представляет собой процесс получения отливок при заполнении форм расплавом и его кристаллизации под избыточным давлением до 0,1 МПа. Данный способ литья используют для изготовления деталей из алюминиевых, магниевых и медных сплавов, реже — из стали и чугуна. В форму металл поступает из тигля через металлопровод, частично погруженный в расплав, под давлением воздуха или газа на зеркало ванны расплава (рис. 14.5). Когда отливка затвердеет, производят разгерметизацию установки и слив излишков металла из металлопровода в тигель. При ЛНД тигель с расплавом размещается в теплоизолированной камере литейной установки. Это обеспечивает хорошие условия для длительного термостатирования жидкого металла. Погружение металлопровода в тигель с расплавом на определенную глубину (расстояние между нижним концом металлопровода и дном тигля составляет обычно 30—50 мм)

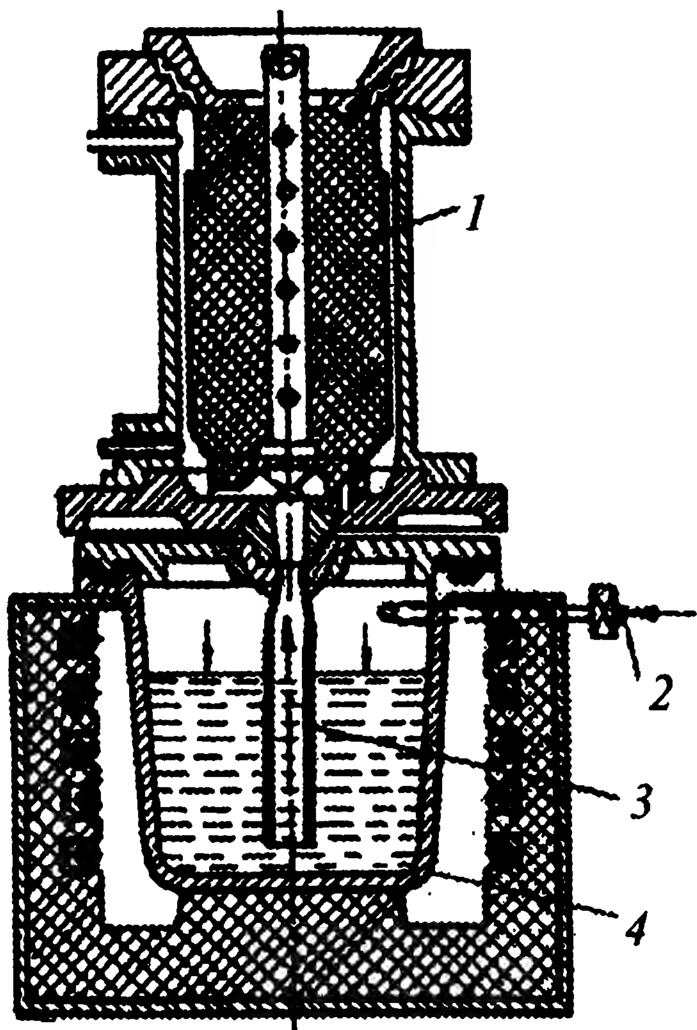


Рис. 14.5. Установка для литья под низким давлением:
1 — форма; *2* — газопровод; *3* — металлопровод; *4* — тигель

исключает возможность захвата шлака и флюса в нем с поверхности жидкого металла.

Особенности технологического процесса литья под низким давлением. При литье под низким давлением (ЛНД) в процессе всего рабочего цикла получения отливки литейная форма, металлопровод и тигель объединены расплавом в единую систему (гидравлическую, тепловую, концентрационную). Наличие единой гидродинамической системы позволяет управлять параметрами процесса заполнения формы расплавом (посредством программированного изменения перепада давлений над зеркалом ванны и в форме) с целью достижения оптимального по качеству варианта. Этим важным преимуществом литье под низким давлением в первую очередь отличается от многих известных способов литья, основанных на дозированной заливке расплава в форму или промежуточное устройство.

Плавное регулируемое заполнение формы жидким металлом позволяет практически полностью вытеснить из нее и литниковой системы газы, устраняя тем самым возможность возникновения газовой пористости отливок. Принудительное же подпитывание кристаллизующейся отливки расплавом (за счет его избыточного давления) повышает ее плотность и препятствует образованию в ней усадочной и газовой пористости. Поскольку через верхнюю зону формы проходит меньше металла, чем через нижнюю, то и температура в первой зоне ниже, чем во второй. С учетом вышеизложенного можно создать последовательное затвердевание отливок, обеспечивающее получение деталей с качественной плотной структурой и повышенной герметичностью. Из тех же соображений массивные части будущей отливки располагают внизу формы, поскольку им требуется дополнительное питание при затвердевании. Эти части формы соединяют литниками с металлопроводом.

Формирование плотной (беспористой) мелкозернистой структуры металла обеспечивает существенный рост его механических и эксплуатационных (износостойкость, коррозионная стойкость, циклическая прочность) характеристик. Так, например, прочность литого сплава возрастает (по сравнению со свойствами отливок, полученных кокильным литьем) на 15—25%, а пластичность — на 50% и более.

Заполнение формы жидким металлом непосредственно из тигля с повторным использованием сливаемых после предыдущей плавки остатков расплава существенно (от 3 до 10 раз по сравнению с литьем в кокиль) сокращает расход металла.

При литье под низким давлением используют металлические (кокили), оболочковые, песчаные, керамические и гипсовые формы. Кокили изготавливают из стали или чугуна, а металлопровод — из жаростойкого чугуна и титанового сплава ВТ-14. Как и при литье в кокиль, применяются теплоизоляционные покрытия. В качестве смазки для трущихся частей кокилей и по-

верхностей металлических стержней, извлекаемых из отливки, используется коллоидный графит марки В-1.

Преимуществами способа литья под низким давлением являются: автоматизация заливки формы; пониженный расход металла; возможность регулирования скорости потока металла (с целью обеспечения оптимального процесса заполнения металлом формы); повышенные плотность и качество структуры металла (благодаря избыточному давлению на него, обеспечению последовательного затвердевания отливок, а также исключению газовой пористости); возможность получения тонкостенных (с толщиной стенок 1,5—2 мм) отливок; высокий уровень механических и эксплуатационных свойств отливок.

Недостатком способа ЛНД является его ограниченное применение при литье деталей из чугуна и стали, что вызвано в данном случае малым ресурсом работы металлопровода.

Преимущества процесса литья под низким давлением были широко использованы при разработке новых способов литья, совмещающих рассматриваемый способ заполнения форм металлом с последующими технологическими процессами литья: намораживанием, выжиманием, литьем под давлением и др.

14.2.3. Литье вакуумным всасыванием

Литье (заливка) вакуумным всасыванием заключается в заполнении формы металлом за счет создаваемого в ней вакуума. При данном способе литья полость формы заполняется за счет перепада давлений от атмосферного (над зеркалом расплава) до пониженного — 10—80 кПа (в полости формы).

На практике реализуются две основные схемы процесса литья вакуумным всасыванием (ЛВВ):

а) размещение литейной формы в герметичной камере и соединение ее с металлопроводом, погруженным в тигель с расплавом. В данном случае можно использовать формы, полученные любыми известными способами: металлические, песчаные, керамические оболочковые, гипсовые, графитовые и др.;

б) герметизация полости формы, сообщающейся посредством металлопровода с расплавом. Эта схема широко используется при литье в водоохлаждаемую металлическую форму — кристаллизатор. При этом получают как полые, так и сплошные заготовки и слитки. При наличии герметичного кожуха могут быть использованы и перечисленные в пункте «а» формы.

На рис. 14.6 рассматривается пример реализации варианта «б». Охлаждаемая водой металлическая форма (кристаллизатор) погружается своим «носиком» (металлопроводом) в расплав, находящийся в тигле раздаточной печи. В полости формы, соединенной с вакуумным насосом, создается раз-

режение. Расплав всасывается в полость формы с последующей его кристаллизацией. После затвердевания отливки форму поднимают для извлечения из расплава «носика» кристаллизатора. Рабочую полость формы соединяют с атмосферой, открыв специальный кран. В результате пуска атмосферного воздуха в полость кристаллизатора отливка выпадает из него в приемный короб. Таким способом часто получают втулки, вкладыши, подшипники скольжения из цветных сплавов (латуней, бронз), чугуна и стали.

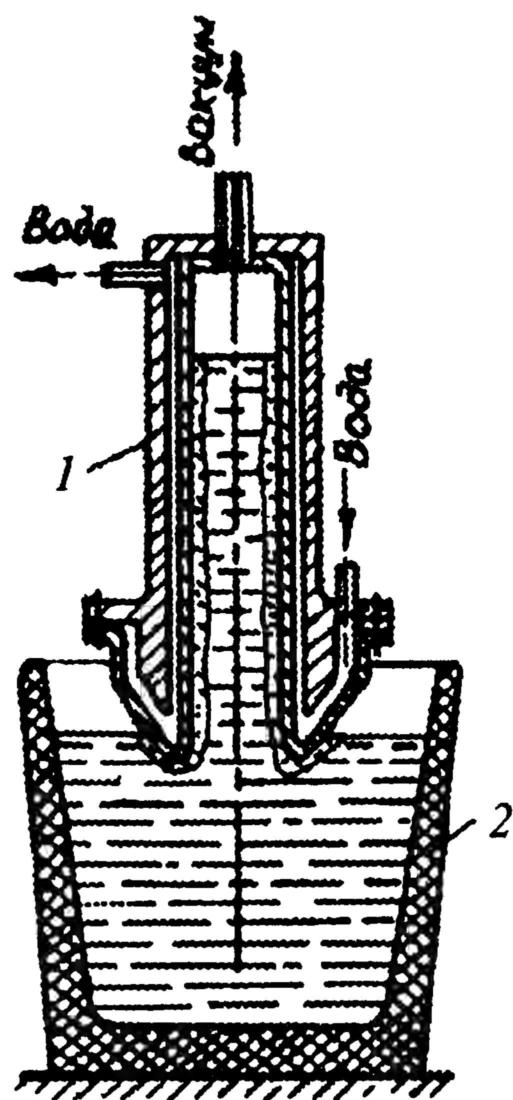


Рис. 14.6. Установка для литья вакуумным всасыванием: 1 — кристаллизатор; 2 — раздаточная печь

Высокая заполняемость форм расплавом при ЛВВ позволяет получать тонкостенные отливки толщиной 1 мм и менее. В связи с вакуумированием форм фактор их газопроницаемости теряет актуальность: можно использовать формы, обеспечивающие высокое качество поверхности отливки, вне зависимости от их газопроницаемости.

При литье в среде низкого вакуума существенно уменьшается газонасыщение и окисление заполняющего форму расплава. Литье вакуумным всасыванием способствует формированию мелкозернистой структуры, а также повышению герметичности и комплекса механических свойств отливок, особенно тонкостенных (с толщиной стенки до 0,5 мм). Например, при литье с разрежением до 60 кПа алюминиевых сплавов АЛ4 и АЛ9 их предел прочности повышается на 20—70%, а относительное удлинение — на 100% и более. Опыт показал, что использование литья вакуумным всасыванием взамен кокильного приводит к существенному повышению качества поверхности тонкостенных отливок (крышек, крыльчаток), снижению расхода металла на литниковую систему и росту (в 1,2 раза) производительности труда за счет сокращения продолжительности технологического цикла литья. Производительность машин ЛВВ зависит от числа кристаллизаторов: на машинах с одним кристаллизатором она составляет 100—120 отливок в час, а со сдвоенным кристаллизатором — 170—180.

Преимущества способа заливки вакуумным всасыванием: высокая плотность отливок; отсутствие газовых и усадочных пор, а также литниковой системы и прибылей; хорошее качество поверхности; повышенные механические свойства отливок; достаточная производительность.

Недостатки ЛВВ (в случае использования форм-кристаллизаторов): применимость его для получения отливок лишь простой формы; волнистость внутренних поверхностей отливок (например, втулок) и, как следствие, необходимость обеспечения припусков на механическую обработку.

14.2.4. Литье с кристаллизацией под давлением

Данный способ обеспечивает получение плотных заготовок с высоким уровнем физико-механических и эксплуатационных свойств и с небольшими припусками на механическую обработку.

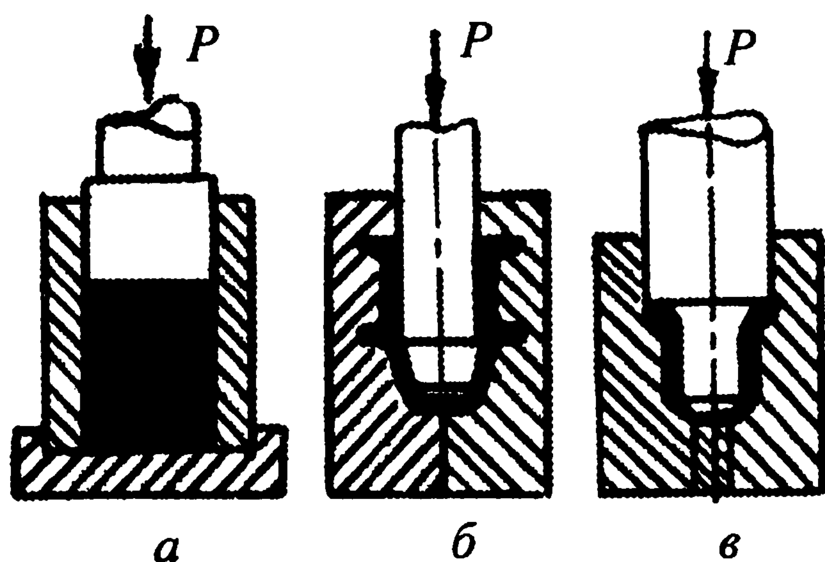


Рис. 14.7. Штамповка жидких сплавов в разъемных (*а*, *б*) и неразъемных (*в*) формах

Сущность способа литья с кристаллизацией под давлением (ЛКД) заключается в заливке металла в пресс-форму и последующем его уплотнении пуансоном гидравлического пресса в процессе затвердевания расплава (рис. 14.7). Пресс-форму заполняют расплавом (посредством свободной заливки) до определенного уровня, а затем его выжимают в полость формы пуансоном со скоростью 0,1—0,5 м/с. Заливку осуществляют при температуре, превышающей ликвидус сплава на 20—100 °С. С помощью пуансона окончательно оформляются контуры отливки и производится ее уплотнение (выдержка под давлением) до полного затвердевания. Отливку, извлеченную из пресс-формы, подвергают (по необходимости) термической и механической обработкам. В процессе ЛКД кристаллизующийся металл может дополнительно подвергаться воздействию вибрации и ультразвука.

При литье сплава с кристаллизацией под давлением за счет пластической деформации происходит «залечивание» межкристаллических и сжатие газовоздушных пор, что обеспечивает получение более плотной отливки. Высокие скорости кристаллизации и механическое воздействие обеспечивают формирование мелкокристаллической структуры и устранение газоусадочной пористости. Снижение степени развития ликвационных процессов способствует более равномерному распределению неметаллических включений. Все это приводит к повышению плотности и комплекса механических свойств металла отливок: увеличению прочности (в 1,5 раза), пластичности и ударной вязкости (в 2—4 раза); по свойствам такие отливки приближаются к поковкам.

Классификация процессов формирования отливки при ЛКД. В процессе литья с кристаллизацией под давлением реализуются следующие основные схемы деформирования (рис. 14.8).

Поршневое прессование (рис.14.8, *а*). При прессовании под поршневым давлением пуансон перекрывает всю открытую полость матрицы и действует на формирующуюся отливку в течение всего периода ее затвер-

девания. В данном случае отливка приобретает свою конфигурацию уже в процессе свободной заливки расплава в форму.

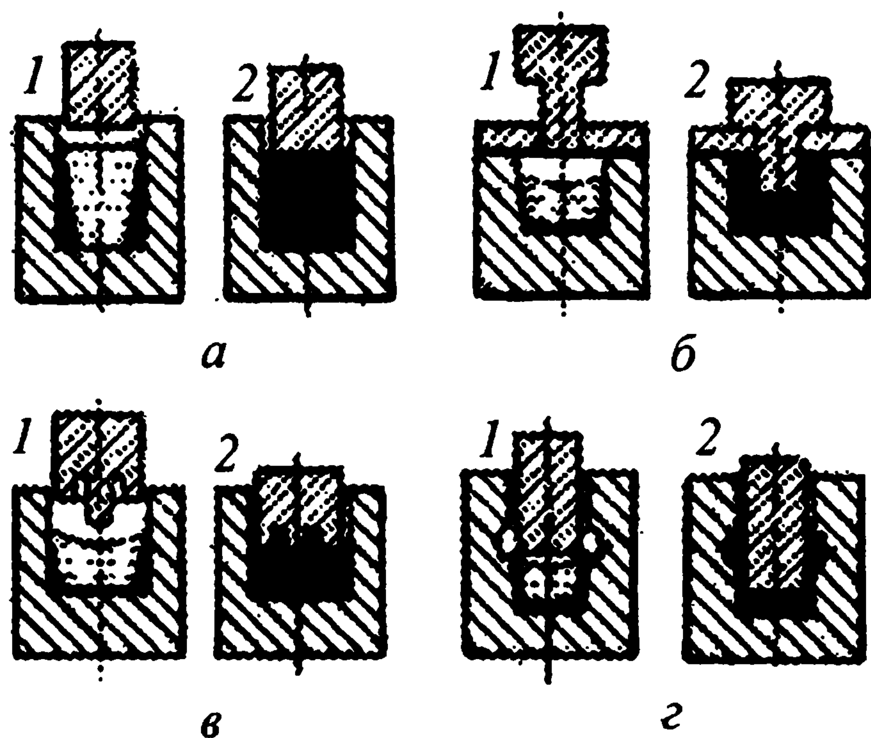


Рис. 14.8. Схемы прессования при литье с кристаллизацией под давлением:
а — поршневое прессование; *б* — пуансонное прессование; *в* — пуансонно-поршневое прессование; *г* — прессование через литники-питатели, *1* — исходное положение пуансона; *2* — конечное положение пуансона

Пуансонное прессование (рис. 14.8, *б*). Здесь частичное формообразование отливки происходит еще до контакта с пуансоном при заливке расплава и выдержке его в пресс-форме. Затем выступающая (рабочая) часть пуансона, имеющая меньшую площадь торца по сравнению с площадью зеркала расплава, внедряется в кристаллизующийся расплав, вытесняет его, образуя в отливке внутреннюю полость. При этом общий уровень расплава в форме повышается по сравнению с первоначальным уровнем заливки за счет массы вытесненного пуансоном металла.

Пуансонно-поршневое прессование (рис. 14.8, *в*). Этот процесс включает элементы поршневого и пуансонного прессования. Отличительной особенностью данной схемы является то, что в процессе окончательного формирования конфигурации отливки вытесняемый пуансоном расплав заполняет его собственные рабочие полости.

Прессование через питатели (рис.14.8, *г*). В данном случае расплав заливают в металлоприемник, из которого он выдавливается пуансоном (через питатели) в закрытые полости пресс-формы. Таким способом можно в одной пресс-форме получать несколько отливок.

Выбор технологических параметров процесса. К главным технологическим параметрам процесса ЛКД относятся следующие:

а) Давление прессования $P_н$. Давление обеспечивает формообразование отливки, измельчение зерен и устранение структурных дефектов (газовых и усадочных пор, раковин), повышение качества поверхности, плотности материала и других физико-механических свойств.

С увеличением прочности сплава (особенно при повышенных температурах) должно возрастать и давление прессования. Экспериментально установлена зависимость между пределом прочности материала при комнатной температуре $\sigma_в$ и величиной минимального давления прессования $P_н$. Так, например, для сплавов с пределом прочности $\sigma_в$ до 250 МПа минимальное давление прессования $P_н = 100—150$ МПа, а при $\sigma_в > 550$ МПа $P_н = 200—250$ МПа.

б) Температура заливаемого расплава ($T_{зал}$) превышает температуру плавления (или ликвидуса) сплава на 20—100 °С.

в) Начальная температура пресс-формы $T_{пф}$ = 150—250 °С.

г) Время выдержки расплава в пресс-форме до приложения давления ($t_д$) должно быть минимальным, поскольку увеличение продолжительности выдержки приводит к образованию твердой массивной труднодеформируемой корки металла. Для тонкостенных отливок $t_д < 5$с.

д) Время выдержки расплава в пресс-форме под давлением $t_п$. При получении фасонных отливок время выдержки под давлением (в секундах) рассчитывается с учетом толщины стенки δ (в мм): $t_п = (0,8—1,2)\delta$.

е) Скорость формообразования $v_ф$. В процессе литья с кристаллизацией под давлением пресс-формы охлаждают водой или воздухом. Значение скорости формообразования зависит от массы и толщины стенок отливок и имеет определенные ограничения. Например, скорость формообразования $v_ф$ не должна превышать 0,10 м/с для массивных отливок и 0,15 м/с для тонкостенных. Это связано с опасностью возникновения внутренних напряжений в отливке из-за неравномерного охлаждения ее отдельных участков.

Материалы отливок. Способом литья с кристаллизацией под давлением получают простые и сложные по конфигурации заготовки из сплавов на основе цветных металлов (алюминия, магния, меди, цинка), а также стали и чугуна. При этом могут быть использованы как литейные, так и деформируемые сплавы. Последние имеют широкий интервал кристаллизации и склонны в связи с этим к образованию усадочной пористости и горячих трещин. Большим преимуществом способа литья с кристаллизацией под давлением является возможность получать из деформируемых сплавов плотные отливки и заготовки. Этим способом литья получают слитки диаметром 30—600 мм, а также отливки с толщиной стенок от 2 до 100 мм и массой от нескольких граммов до 300 кг.

Условия работы, материалы и особенности конструкции пресс-форм. Детали пресс-форм работают в условиях воздействия больших нагрузок и температур, а также физико-химического взаимодействия (коррозия, эрозия, изнашивание) с жидким и затвердевающим металлом. Поэтому основные детали пресс-форм (матрицы, пуансоны, металлические стержни, толкатели) изготавливают из легированных теплостойких инструментальных сталей 5ХНМ, 3Х2В8Ф, 4Х5МФС, 4Х5В2ФС. По конструктивному исполнению матрицы пресс-форм подразделяются на неразъемные (неподвижные и подвижные) и разъемные (с горизонтальной, вертикальной и несколькими плоскостями разъема) — см. рис. 14.7.

Защитные смазки и покрытия для пресс-форм. Для защиты поверхности пресс-форм применяют технологические смазки: противозадирную смазку алюминол-МГ, представляющую собой суспензию на масляной осно-

ве с добавками графитола и дисперсного алюминиевого порошка, а также смазки на основе водных растворов (графитол В-2 и графитол В202) с добавками антифрикционного наполнителя — графита. Для защиты пресс-форм используют также краски и теплоизоляционные покрытия толщиной 0,2—1,5 мм. При нанесении технологических смазок на рабочие поверхности деталей пресс-форм последние подогревают до 120 °С и более.

Преимущества метода ЛКД: получение плотных отливок (с мелкозернистой структурой, отсутствием газовой и усадочной пористости) из литейных и деформируемых сплавов с широким интервалом кристаллизации; обеспечение небольших припусков на обработку резанием; высокая производительность технологического процесса; отсутствие (в большинстве случаев) литниковой системы; большой процент (95%) выхода годных литых изделий.

Основными недостатками способа ЛКД являются большая трудоемкость изготовления и высокая стоимость пресс-форм литья.

14.2.5. Центробежное литье

Данный способ литья представляет собой процесс формирования отливок под действием центробежных сил при свободной заливке металла во вращающиеся формы. Центробежным способом получают отливки из чугуна, стали, сплавов на основе меди, алюминия, цинка, магния, титана и др. Литейные центробежные машины исполняются в трех вариантах: с горизонтальной (рис. 14.9, *а*), вертикальной (рис. 14.9, *б*) или наклонной (на рисунке не показана) осью вращения. В ряде случаев внутренняя поверхность отливки является свободной, поскольку формируется без непосредственного контакта с литейной формой или стержнем. На рабочую поверхность металлических форм (изложниц), предварительно нагретых (или охлажденных) до 300 °С, наносят огнеупорное покрытие в виде красок, облицовок (например, смесь песка с пульвербакелитом) и других материалов. Покрытие повышает стойкость формы, снижает скорость охлаждения отливки и возможность образования в ней трещин. Оно может также регулировать структу-

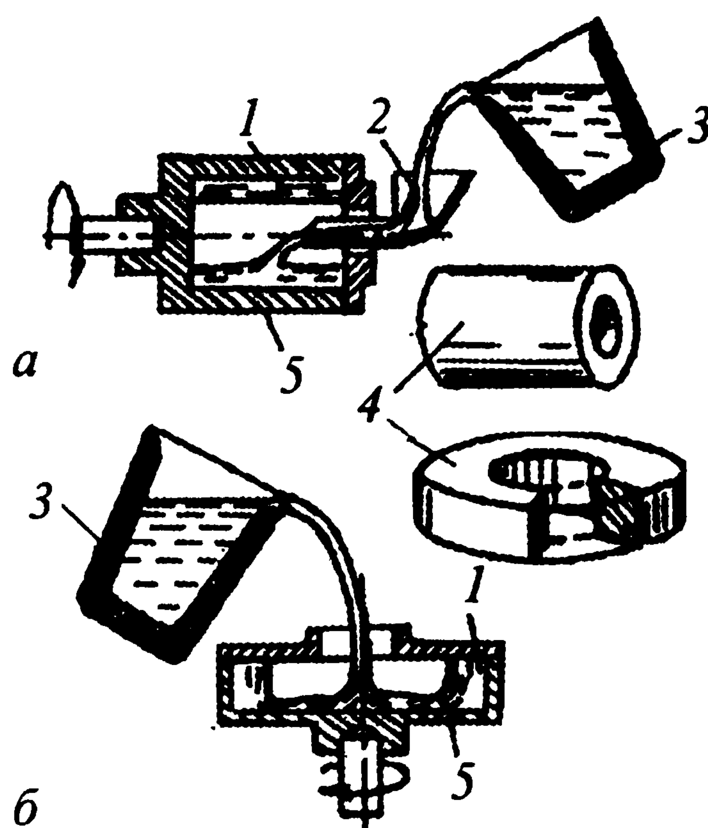


Рис. 14.9. Центробежное литье (в изложницах) с горизонтальной (*а*) и вертикальной (*б*) осями вращения:
1 — расплав; *2* — заливочная воронка; *3* — разливочный ковш; *4* — отливка; *5* — изложница

ру и состав поверхностных слоев отливки. Существенно повышает качество отливок введение флюса непосредственно в форму в процессе формирования отливки. Флюс подают дозатором в заливочное устройство центробежной машины. Например, при литье гильз из чугуна применяют флюсообразующую экзотермическую смесь состава (в % мас.): силикокальция — 8, алюминиевого порошка — 12, натриевой селитры — 14, силиката натрия — 26; плавикового шпата — 20, кузнечной окалины — 20. Флюс рафинирует расплав, защищает его от окисления, а также затормаживает теплоотвод от внутренней свободной поверхности затвердевающей отливки, создавая благоприятные условия для направленной кристаллизации металла в форме. Использование флюсов снижает в 4—6 раз процент брака при центробежном литье.

Расплав заполняет полость литейной формы и затвердевает под воздействием центробежной силы $F_ц$, значительно превышающей силу тяжести $F_т$: $F_ц = KF_т$, где K — гравитационный коэффициент (K = 3—300). При центробежном литье важной характеристикой, обеспечивающей технологический процесс, является частота вращения формы — число оборотов n в минуту ($мин^{-1}$) или n' — в секунду ($с^{-1}$).

Рассчитаем n для изложницы с горизонтальной осью вращения. При $F_ц = m\omega^2 R$; $F_т = mg$; $K = \omega^2 R/g$; $D = 2R$; $\omega = (2Kg/D)^{0,5}$

$$n = 60\omega/(2\pi) = 60[(2g)^{0,5}/2\pi](K/D)^{0,5};$$

$$n = 60 \cdot 0,705(K/D)^{0,5} \text{ мин}^{-1} \text{ (об/мин)}; \quad n' = 0,705(K/D)^{0,5} \text{ с}^{-1} \text{ (об/с)},$$

где m — масса расплава, кг; R — радиус тела вращения, м; $D = 2R$ — диаметр формы, м; ω — угловая скорость вращения: $\omega = 2\pi n/60$ рад/с; g — ускорение свободного падения, м/с^2.

Коэффициент гравитации зависит от вида формы и состава литейного сплава: K = 75 для песчаной формы, K = 90—100 для сплавов с узким интервалом затвердевания.

При литье в формы с вертикальной осью вращения коэффициент гравитации равен 100—200. Для расчета оптимальной частоты вращения формы $n_{опт}$ используют также полуэмпирические формулы, например формулу Л. С. Константинова

$$n_{опт} = 17460/(\rho R)^{0,5} \text{ мин}^{-1}, \quad n'_{опт} = 291/(\rho R)^{0,5} \text{ с}^{-1},$$

где ρ — плотность сплава, кг/м^3; $\rho_{эф} = \rho K$; R — радиус формы, м.

Важность выбора частоты вращения формы n обусловлена следующими соображениями. При $n = n_{опт}$ неметаллические включения, шлаки и газовая пористость оттесняются к внутренней поверхности отливок (впоследствии они удаляются механической обработкой). Этим обеспечиваются высокие значения плотности и механических свойств отливки. В случае превышения

оптимальных значений частоты вращения ($n > n_{опт}$) возрастает ликвация в отливке, а также опасность образования в ней трещин из-за роста давления (вследствие увеличения $F_{ц}$). При невысоких частотах вращения ($n < n_{опт}$) отливка плохо очищается от шлаков и газов, в результате чего приобретает шероховатую поверхность.

Центробежное литье применяют также для получения биметаллических изделий, изготавливаемых из композиций типа: сталь—бронза, чугун—бронза, сталь—сталь, сталь—чугун и др. Например, широко используют биметаллические заготовки из следующих пар материалов: жаропрочная сталь Х17Н13М3Т — стеллит (порошковый сплав на основе кобальта с добавками Cr, W, Ni, Si, Fe, C и других элементов), сталь 45 — высокохромистый чугун, сталь 25Л — нержавеющая сталь 08Х18Н10Т и др. Использование биметаллических деталей позволяет экономить дефицитный материал и одновременно повышать в 2—3 раза ресурс работы изделий. В промышленности получение биметаллических заготовок осуществляют, в основном, последовательной заливкой в изложницу сначала одного, а затем (с регламентированным перерывом) другого сплава, формирующих соответственно наружный и внутренний слои отливки.

На центробежных машинах роликового типа получают однослойные и биметаллические заготовки с внутренним диаметром от 0,1 до 1,5 м, длиной от 1,3 до 10 м и массой до 50 т. Толщина стенок полых отливок, полученных центробежным способом, колеблется в пределах 4—350 мм.

Отливки из реакционно-активных металлов можно получать в центробежных машинах, снабженных вакуумной камерой для заливки металла в форму.

Центробежное литье применяют, в основном, для получения пустотелых отливок типа тел вращения (втулки, роторы). Фасонные отливки, как правило, получают в машинах с вертикальной осью вращения. Для получения фасонных изделий применяются песчаные, металлические, керамические и графитовые формы.

Преимуществами данного способа литья являются: большая производительность способа и возможность его автоматизации; высокий выход годного металла (90—95%); высокая плотность и мелкозернистое строение отливок (за счет больших скоростей охлаждения); реализация направленного затвердевания отливок; возможность получения тонкостенных отливок из сплавов с низкой жидкотекучестью.

Недостатки способа: химическая неоднородность (ликвация) в толстостенных отливках; высокие внутренние напряжения в поверхностном слое, способствующие образованию трещин; возможность деформации формы под давлением жидкого металла, в результате чего отливки образуются с подутостью; разностенность по высоте отливок, полученных в машинах с вертикальной осью вращения. Центробежным литьем изготавливают водонапорные и канализационные трубы, гильзы двигателей внутреннего сгорания,

поршневые кольца, цилиндры компрессоров, буксы, подшипники качения, втулки, диски, барабаны и др.

14.2.6. Литье выжиманием

Данный способ литья предназначен для получения тонкостенных крупногабаритных отливок посредством свободной заливки расплава (через металлоприемник) в раскрытую форму с последующим заполнением металлом всей ее рабочей полости за счет сближения полуформ (рис. 14.10). Избыток металла выжимается в приемный ковш.

Процесс получения отливки реализуется двумя основными методами: либо поворотом подвижной полуформы вокруг жестко фиксированной оси (рис.14.10, *а*), либо плоскопараллельным сближением одной или обеих полуформ (рис.14.10, *б*).

При литье выжиманием используют металлические полуформы с песчаным стержнем. Для повышения стойкости форм их перед заливкой покрывают защитными красками и нагревают до 250 °С. Подогрев полуформ осуществляется нагревателями, размещенными внутри них. Заливку алюминиевых и магниевых сплавов в форму проводят при температуре, превышающей их ликвидус на 80—100 °С, а процесс выжимания начинают лишь при температуре на 20—40 °С выше ликвидуса.

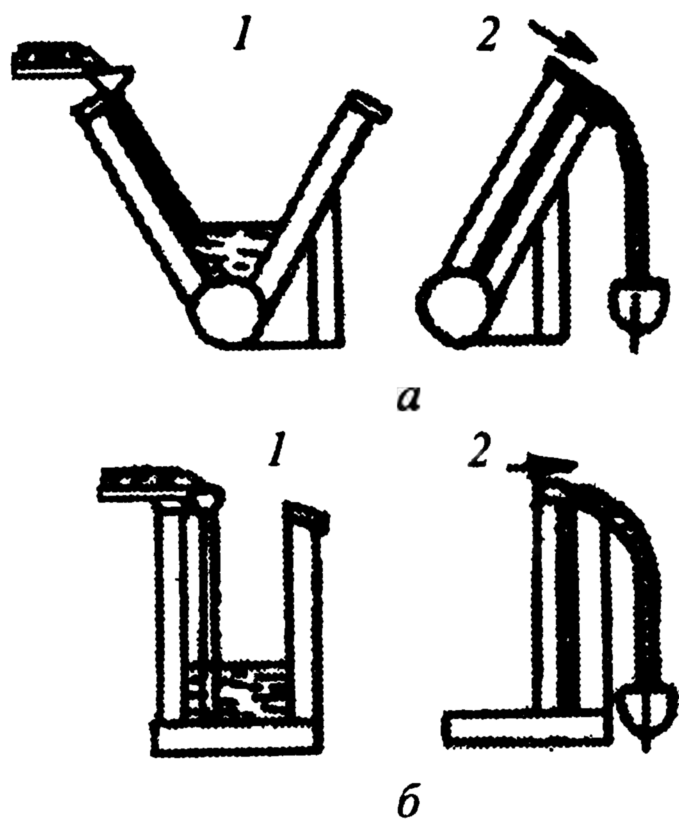


Рис. 14.10. Разновидности процесса литья выжиманием:
а — выжимание расплава поворотом подвижной полуформы; *б* — выжимание расплава плоскопараллельным перемещением подвижной полуформы; *1* — заливка сплава; *2* — сближение полуформ с выжиманием излишка металла

Оптимальная скорость течения металла в форме (скорость подъема уровня металла), являющаяся важным параметром технологического процесса, составляет 0,3—0,7 м/с. Затвердевание отливки начинается уже в процессе движения расплава в форме и заканчивается соединением корочек металла, намороженных на стенках сближающихся полуформ. При соприкосновении полуформ возникает зона контакта поверхностей соединяемых корочек металла, которая представляет собой наиболее уязвимую дефектную область отливки.

Основные дефекты отливок при литье выжиманием: раковины, рыхлоты, трещины, волнистость поверхности; несоответствие фактических размеров отливки размерам, заданным чертежом; коробление отливок.

Литьем выжиманием изготавливают отливки, в основном, из алюминиевых (АЛ2, АЛ4, АЛ9, АЛ4М, АЛ34, АЛ23-1) и магниевых (МЛ5, МЛ6) сплавов. Однако крупногабаритные отливки панельного и оболочкового типа (например, детали холодильников и теплообменных аппаратов и др.) размерами 1,0—2,5 м и толщиной стенок 1,5—5,0 мм получают из алюминиевых сплавов, поскольку сплавы магния склонны к окислению и образованию микрорыхлот.

Преимуществами способа литья выжиманием являются: возможность получения крупногабаритных тонкостенных отливок; отсутствие литниковой системы; возможность выжимания металла в форму в суспензионном состоянии (при температурах между солидусом и ликвидусом).

Недостатки способа литья: пониженная точность размеров отливок (по сравнению с литьем в металлические формы) из-за неточной стыковки полуформ; низкий выход годного литья (25—50%).

14.3. Способы литья с непрерывным процессом формирования отливки

14.3.1. Непрерывное и полунепрерывное литье

Непрерывным литьем называют процесс получения протяженных отливок посредством свободной непрерывной заливки расплава в водоохлаждаемую форму (кристаллизатор) и вытягивания из нее сформированной части отливки. Данный способ называют полунепрерывным литьем, если накладывается ограничение на подачу металла (по времени или массе).

Исходя из расположения кристаллизатора и технологической оси процесса (направления вытяжки заготовки), непрерывное (полунепрерывное) литье подразделяют на горизонтальное и вертикальное. При горизонтальном литье металл отливки меньше подвержен окислению и загрязнению шлаковыми включениями, поскольку он сначала попадает в специальный металлоприемник (например, в разливочную печь), а уже из него в кристаллизатор. Вертикальное литье является более эффективным при получении полых заготовок.

В зависимости от материала рабочей полости литейные формы (кристаллизаторы) *2* (рис. 14.11) подразделяют на металлические (выполненные из меди, алюминия, стали) или графитовые. В последнем случае используются графитовые вставки, которые могут быть монолитными или полыми. Благодаря высокому комплексу теплофизических свойств графита (термостойкость, высокая теплопроводность, низкий коэффициент трения, несмачиваемость металлами) графитовые кристаллизаторы получили приоритетное применение по сравнению с металлическими.

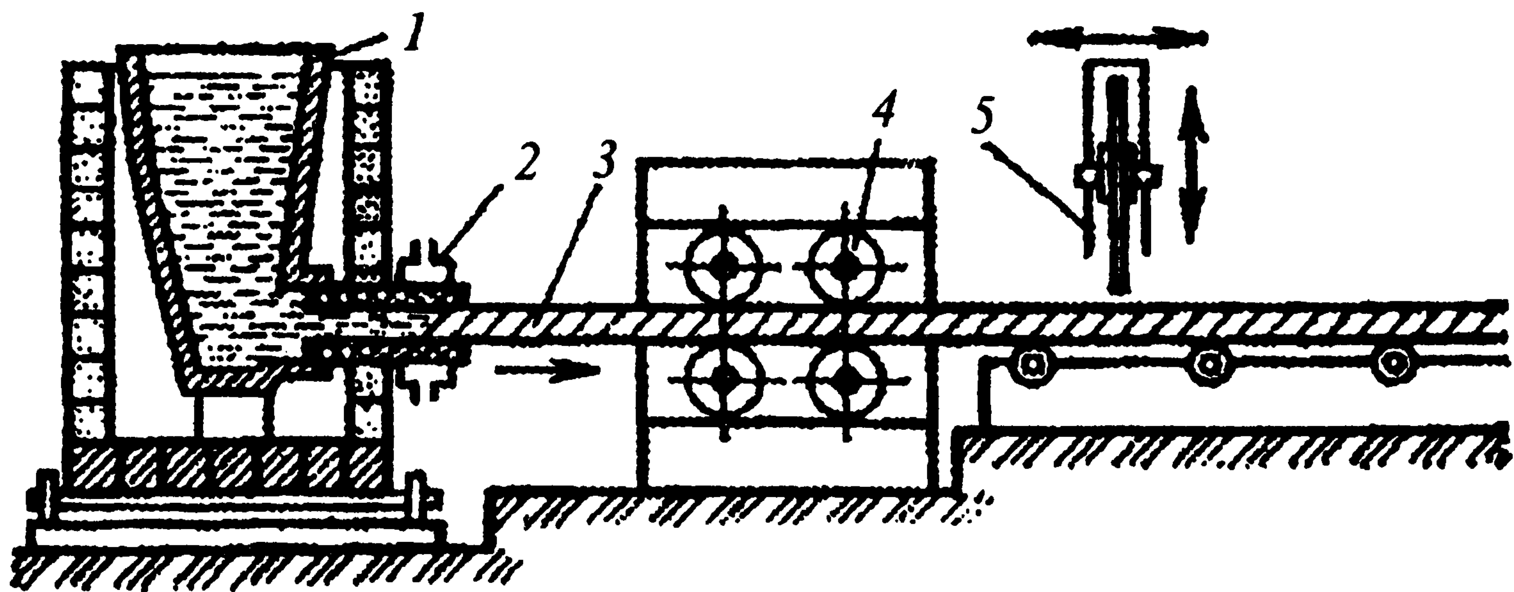


Рис. 14.11. Схема установки непрерывного горизонтального литья:
1 — раздаточная печь; *2* — литейная форма (кристаллизатор); *3* — затвердевшая часть отливки; *4* — ролики для вытяжки отливки; *5* — пила (резак)

Внутренняя рабочая полость кристаллизатора, непосредственно контактирующая с расплавом, охлаждается водой (рис. 14.11). Она формирует в соответствии с конфигурацией своего поперечного сечения профиль будущей отливки. При выборе протяженного размера кристаллизатора учитываются теплопроводность и технологические свойства материала отливки, а также площадь ее поперечного сечения. Так, для литья сплавов на основе алюминия и меди используют кристаллизаторы длиной до 300 мм, а стали и чугуны льют в значительно (в 3—5 раз) более длинные формы.

В кристаллизаторе возникает большой градиент температур по сечению отливки, что создает условия для ее последовательного затвердевания. При этом завершение затвердевания происходит либо в кристаллизаторе, либо уже вне его. Для регулирования скорости кристаллизации отливки (по ее периметру) специально вводят в зазор между графитовой вставкой и корпусом формы (кристаллизатора) слой теплопроводной пасты. Обычно толщина этого слоя плавно изменяется от минимальной (в верхней зоне отливки) до максимальной (в нижней). В случае затвердевания отливки вне кристаллизатора в ней некоторое время сохраняется еще жидкое ядро, активно отдающее свою теплоту поверхностному слою. При отсутствии внешнего интенсивного охлаждения это может привести к резкому нагреву поверхности. По мере удаления от формы жидкое ядро отливки охлаждается, при этом механизм кристаллизации может измениться от последовательного к объемному, что вызовет изменение свойств изделия.

На рис. 14.11 представлена схема установки для горизонтального литья. Расплав в кристаллизатор *2* поступает из раздаточной печи *1*. Затвердевающая часть отливки *3* вытягивается (обычно в прерывистом режиме) из формы *2* с помощью роликов *4*. При этом отливку периодически разделяют на части определенного размера пилой (или резаком) *5*. В процессе непрерывного литья чугуна скорость вытяжки (при ее продолжительности 1—10 с)

колеблется в пределах 3,3—33 мм/с. В данном случае продолжительность остановки (2—20 с) в среднем значительно превышает время вытягивания. Полунепрерывное литье основано на получении отливки за один цикл с перерывом в подаче расплава, необходимым для подготовки последующего цикла литья.

Преимуществами способа непрерывного литья являются: неограниченность длины отливки; однородность свойств отливки по длине; повышенная плотность металла; реализация направленного затвердевания; отсутствие литниковой системы; большой процент выхода годного металла; повышенные точность и чистота поверхности отливки; отсутствие операций выбивки форм, обрубки и очистки отливок; относительно невысокая стоимость литейных форм; повышенная производительность труда.

К недостаткам данного способа литья можно отнести: возможность изготовления отливок не очень сложной конфигурации; ограниченность номенклатуры изделий.

Методом непрерывного (или полунепрерывного) литья изготавливают трубы с широким диапазоном размеров (диаметром до 1000 мм), втулки для гильз дизельных двигателей, заготовки для гаек, шестерен, прокатных валков и др.

14.3.2. Электрошлаковое литье (ЭШЛ)

Сущность процесса ЭШЛ заключается в постепенном электрошлаковом переплаве расходуемого электрода *1* (рис. 14.12) в водоохлаждаемой металлической форме *5* и последующей кристаллизации расплавленного металла в ней.

При прохождении электрического тока через расплав шлака *2* в нем (вследствие высокого электрического сопротивления) выделяется большое количество теплоты, в результате чего шлак нагревается на 150—300 °C выше температуры плавления металлического сплава (материала расходуемого электрода *1*). При этом происходит оплавление конца электрода; жидкий металл в виде капель пронизывает шлак, одновременно очищаясь в нем, и скапливается под шлаком, образуя металлическую ванну *3*. Слой расплава, расположенный вблизи кристаллизатора, затвердевает

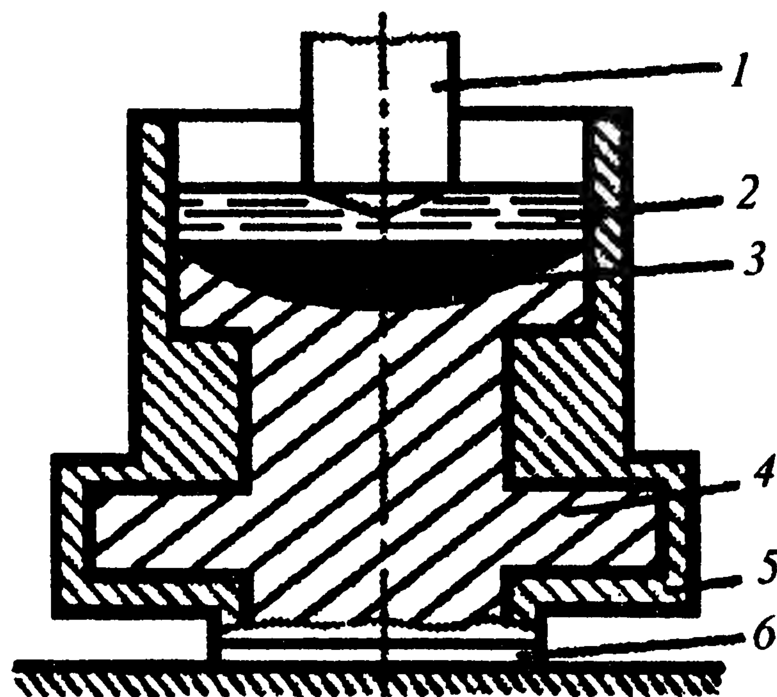


Рис. 14.12. Схема получения отливок способом электрошлакового литья:
1 — расходуемый электрод; *2* — шлаковая ванна; *3* — металлическая ванна; *4* — отливка; *5* — литейная форма; *6* — поддон

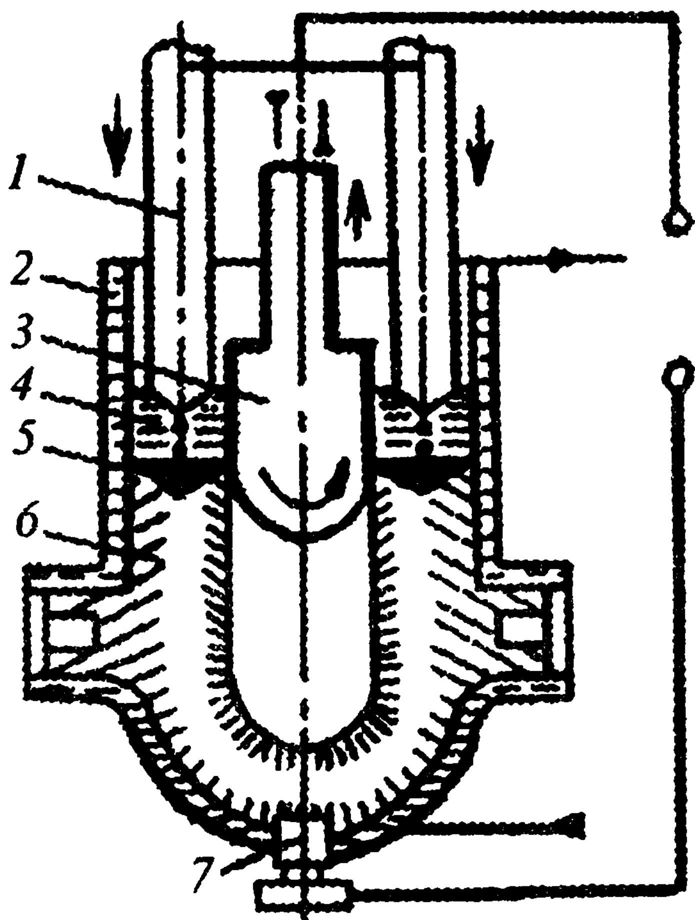


Рис. 14.13. Получение отливки корпуса запорной арматуры способом ЭШЛ:

1 — расходуемый электрод, *2* — литейная форма; *3* — водоохлаждаемый металлический стержень, *4* — шлаковая ванна; *5* — металлическая ванна; *6* — отливка; *7* — затравка

быстрее. Расход электрода компенсируется его перемещением вниз (в вертикальном направлении).

Отливки условно подразделяют на две группы: отливки сплошного сечения (рис. 14.12) и отливки с внутренними несквозными полостями (рис. 14.13). Если в обоих случаях внешняя поверхность отливки соответствует конфигурации литейной формы-кристаллизатора, то внутреннюю полость в ней выполняют с помощью водоохлаждаемого металлического стержня *3* (рис. 14.13). При литье корпуса запорной арматуры (рис. 14.13) в медный кристаллизатор *2* заливают предварительно расплавленный шлак (фторид кальция), в который погружают электроды *1*; к ним и затравке *7*, находящейся в нижней части кристаллизатора, подводят электрический ток около 20 А с напряжением 45—60 В на 1 мм диаметра электрода. Далее процесс протекает по ранее изложенной схеме.

Вследствие затекания жидкого шлака в зазор между формой и отливкой сводится до минимума взаимодействие расплавленного металла с материалом формы. При этом поверхность отливки получается чистой, гладкой и часто не нуждается в последующей механической обработке.

В связи с последовательным оплавлением электрода (или электродов) и направленной кристаллизацией небольших порций металла отливки приобретают повышенную химическую и структурную однородность: в отливках отсутствует ликвация, возрастает их плотность и уменьшается количество вредных примесей и металлических включений в них. Все это обеспечивает отливкам высокие механические свойства.

Конструктивно-технологические особенности ЭШЛ (совмещение операций расплавления металла в плавильном агрегате с заливкой его в форму, последовательное плавление электрода, рафинирование металла шлаком, направленная кристаллизация отливки, высокая однородность структуры — отсутствие усадочных раковин и осевой рыхлости) позволяют осуществлять процесс литья без использования элементов литниковых систем (питателей, выпоров и прибылей). Повышенные эксплуатационные свойства отливок, полученных методом ЭШЛ, допускают наличие в них острых углов и резких переходов от сечения к сечению. В результате применения данной техноло-

гии повышается коэффициент использования металла. Способ может успешно заменить ряд операций, выполняемых ковкой, штамповкой и сваркой, при изготовлении ряда ответственных деталей. Электрошлаковым литьем получают как мелкие отливки массой в десятки граммов (зубные протезы), так и крупные — массой до 100 т и более (валки для холодной прокатки, сосуды сверхвысокого давления, коленчатые валы и шатуны судовых дизельных двигателей, детали арматуры — корпуса клапанов и задвижек электростанций и др.).

Контрольные вопросы

1. Назовите стадии процесса получения оболочковых форм.
2. Перечислите основные группы модельных составов, используемых при литье по выплавляемым моделям.
3. По каким признакам классифицируются кокили?
4. Каковы составы и методы формирования покрытий на кокилях?
5. В чем сущность физико-химических процессов, протекающих при литье сплавов под давлением? Как это отражается на свойствах отливок?
6. Каковы принципиальные особенности технологического процесса литья под низким давлением?
7. Каковы преимущества и недостатки литья вакуумным всасыванием?
8. Как классифицируются процессы формирования отливок при литье с кристаллизацией под давлением?
9. Назовите основные варианты конструкций центробежных машин.
10. В чем сущность способа литья выжиманием? Для литья каких изделий он предназначен?
11. Чем отличаются разновидности способов непрерывного и полунепрерывного литья?
12. Каковы конструктивно-технологические особенности электрошлакового литья?

Глава 15. Получение отливок методом направленной кристаллизации

Одним из радикальных методов улучшения эксплуатационных свойств сплавов, работающих в условиях высоких температур и напряжений, является использование процесса направленной кристаллизации (НК), которая позволяет получать изделия (в частности, лопатки газовых турбин и др.) со столбчатой, мо-

нокристаллической и композиционной структурами. Применение направленно кристаллизованных лопаток из жаропрочных никелевых сплавов позволяет сэкономить 1% топлива за счет повышения их рабочей температуры на 50—60 °С и вызванного этим снижения расхода воздуха на охлаждение лопаток. Процессы, протекающие при направленной кристаллизации, целесообразно анализировать на примере литейных никелевых жаропрочных сплавов, поскольку данный метод широко применяется при литье изделий из указанных сплавов.

Методом направленной кристаллизации получают: 1) отливки из жаропрочных сплавов со структурой, представляющей собой совокупность дендритных столбчатых зерен, ориентированных вдоль определенных кристаллографических направлений, в которых действуют максимальные рабочие напряжения в деталях; при этом в пределе устраняются поперечные границы зерен, являющиеся потенциальными очагами разрушений; 2) монокристаллические отливки; 3) эвтектические композиты — отливки эвтектической структуры с нитевидными (или пластинными) волокнами ведущей упрочняющей фазы (например, карбидов), ориентированными в направлении кристаллизации и распределенными во второй матричной фазе.

При высоких температурах (~1300°С) деформационные процессы в большей степени реализуются по границам зерен посредством межзеренного скольжения и диффузионной ползучести, а разрушение имеет межкристаллитный характер. Поэтому устранение (или значительное уменьшение протяженности) в процессе направленной кристаллизации поперечных границ зерен (являющихся очагами зарождения трещин) за счет образования столбчатой или монокристаллической структуры делает возможным одновременное повышение длительной прочности, пластичности и сопротивления теплосменам высокотемпературных жаропрочных сплавов.

Таблица 15.1. **Взаимосвязь структуры и свойств сплава ЖС6У**

Способ литья	T, °С	Кратковременная прочность			Длительная прочность	
		$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	σ_{40}^{975}, МПа	δ, %
Равноосный	20	850—950	3—5	4—6	230	3—5
	900	700—750	2—4	3—5		
Направленный	20	800—900	4—6	5—7	250	5—10
	900	700—750	3—5	4—6		
Монокристаллический	20	900—1000	5—9	6—10	265	6—10
	900	850—900	14—16	15—18		

В табл. 15.1 приведены данные, показывающие влияние структурного состояния на уровень кратковременной и длительной прочности сплава

ЖС6У. Из таблицы видно, что монокристаллические отливки характеризуются более высокими значениями кратковременной и длительной прочности, а также пластичности по сравнению с отливками, полученными из того же жаропрочного сплава с равноосной и столбчатой структурами.

15.1. Структура и фазовый состав литейных жаропрочных никелевых сплавов

Рассмотрим некоторые группы жаропрочных литейных никелевых сплавов, используемых при направленной кристаллизации отливок.

1. Сплавы с матричной γ-фазой (неупорядоченным твердым раствором на основе никеля, легированным Cr, Co, Mo, W и др.) и дисперсной упрочняющей γ′-фазой (упорядоченным твердым раствором на основе интерметаллида Ni_3Al, легированным Ti, Nb, V, Zr, Hf и др.). В небольших концентрациях углерод (до 0,17%), бор (до 0,02%), цирконий (до 0,05%), а также микродобавки (0,005%) редкоземельных элементов (лантана, иттрия и церия) упрочняют границы зерен и фаз, располагаясь, например, на межфазной поверхности γ/γ′-фаз.

С увеличением содержания легирующих элементов (например, титана) в рассматриваемых сплавах образуется эвтектика (γ + γ′). Она присутствует в структуре более чем 50% известных жаропрочных никелевых сплавов. Например, объемная доля эвтектической $\gamma'_{эвт}$- фазы в экспериментальных модификациях сплава ЖС6Ф с равноосной структурой составляет в среднем 11%; применение же направленной кристаллизации способствует уменьшению этой величины до 8 %. При этом наибольшее содержание эвтектики характерно для разновидностей сплава с высокой концентрацией титана. Суммарная объемная доля γ′-фазы в сплавах данного типа может достигать 65—67%. Это обеспечивается легированием: содержание основных легирующих элементов может составлять 40% (мас.). При этом часть γ′-фазы ($\gamma'_{эвт}$ с размером зерна $d_{эвт}$ = 1 мкм) выделяется из жидкости по эвтектической реакции и располагается в основном по границам зерен и в междендритных участках. Упрочняющая же дисперсная $\gamma'_{дисп}$- фаза (с диаметром частиц $d_{дисп}$ = 0,02 мкм) выделяется из γ-твердого раствора в процессе охлаждения. Повышение содержания $\gamma'_{эвт}$ в сплаве (например, в ВЖЛ12У) с равноосной структурой более 8% вызывает рост горячеломкости литых деталей. В то же время направленная кристаллизация сплава с эвтектикой (γ + γ′) приводит к образованию продольно ориентированных дендритных зерен матрицы (γ-фазы), а также столбчатых выделений эвтектической $\gamma'_{эвт}$- фазы и карбидов MC. Столбчатая

и дендритная структура направленно кристаллизованных сплавов затормаживает распространение поперечных усталостных трещин при высокой температуре. Направленно-кристаллизованные сплавы отличаются большой ликвацией (в частности, высокой степенью неоднородности по химическому составу дисперсной γ'-упрочняющей фазы). Поэтому при выборе и разработке сплавов направленной кристаллизации целесообразно обращать внимание на приоритетность минимального температурного интервала кристаллизации (различие между температурами ликвидуса и солидуса).

Наряду с дисперсионным твердением (упрочнением в связи с образованием γ'-фазы) при соответствующем легировании существенный вклад в упрочнение литейных жаропрочных никелевых сплавов вносят выделяющиеся при литье или термической обработке карбиды (1,5—2%) MC, $M_{23}C_6$, M_6C. Однако их роль в упрочнении может проявляться по-разному. Так, с одной стороны, карбиды обладают большей стабильностью, чем γ'-фаза; располагаясь по границам зерен, карбиды упрочняют их. В то же время карбиды, образуя хрупкий зернограничный каркас, снижают тем самым пластичность сплава. Отсутствие смачиваемости карбидов расплавом ослабляет их связь с матрицей (γ), а различие в коэффициентах линейного расширения у γ-фазы и карбидов превращает последних в потенциальные концентраторы напряжений, которые в условиях циклических нагрузок могут стать местами зарождения микротрещин.

Монокарбиды MC (TaC, HfC, NbC, TiC) обладают наибольшей прочностью и стабильностью до 1300 °С. Они выделяются из расплава по эвтектической реакции (жидкость $\rightarrow \gamma$ + MC) и формируются в междендритном пространстве. Многие γ'- стабилизаторы (Ti, Nb, Ta, Hf, Zr, V и др.) могут также образовывать карбиды типа MC. Легирование сплавов гафнием стабилизирует игольчатую структуру карбидов MC, повышая тем самым прочность границ зерен. Двойные карбиды типа M_6C на основе $(Ni_3W_3)C$ кристаллизуются из расплава, а также возникают в процессе карбидных реакций за счет углерода, освобождающегося в результате растворения при высоких температурах карбидов MC. Карбиды типа M_6C стабильны до 1250 °С. Карбиды $M_{23}C_6$, содержащие хром и молибден, устойчивы до 1050 °С. Они выделяются в процессе термической обработки или при распаде карбида MC.

В структуре литейных жаропрочных никелевых сплавов с повышенным содержанием Nb, Ti и Ta присутствуют соответствующие интерметаллиды Ni_3Nb, Ni_3Ti, Ni_3Ta.

Эвтектические жаропрочные композиционые материалы. Эвтектическая кристаллизация (по А. А. Бочвару) начинается с образования двухфазного зародыша (с контакта двух фаз в расплаве) и представляет собой одновременный рост обеих фаз в жидкость. Расстояние между фазами в металлических системах составляет ≈ 1 мкм. Несмотря на, казалось бы, одно-

временную кристаллизацию обеих эвтектических фаз, одна из них все-таки является ведущей, несколько опережающей по скорости кристаллизации другую. Ведущей может быть либо базовая фаза, зарождающая эвтектику, либо более тугоплавкая фаза, обладающая большей линейной скоростью кристаллизации, чем ведомая. Важно, что строение эвтектических зерен во многом определяется характером роста ведущей фазы.

По характеру роста эвтектических фаз и обусловленному этим типу микроструктуры можно выделить две группы эвтектик.

а) Эвтектики с пластинной или волокнистой (стержневой) структурой (нормальные эвтектики). Для нормальных эвтектик характерен одновременный рост обеих фаз в жидкость с общим фронтом кристаллизации и с одинаковой скоростью (на локальном участке этого фронта). Структуры пластинного, волокнистого или более сложного типа формируются посредством создания плоского фронта кристаллизации и его перемещения в одном направлении путем направленного отвода теплоты от расплава.

б) Эвтектики с разветвленной дендритной структурой, сформированной быстрорастущей фазой; вторая фаза располагается в междендритном пространстве (аномальные эвтектики). В аномальных эвтектиках рост фаз происходит одновременно, но с различными скоростями. Ведущая быстрорастущая фаза часто имеет меньшую объемную долю в композиции. При этом общий фронт кристаллизации отсутствует.

Эвтектические направленно-кристаллизованные сплавы (естественные композиты) имеют по сравнению со сплавами, обладающими столбчатой и равноосной структурами, существенно более высокий уровень рабочих температур, поскольку стабильность нитевидных кристаллов карбидов сохраняется вплоть до температуры солидуса сплава, в то время как эффект упрочнения дисперсной γ'-фазой наблюдается лишь до ее растворения в матрице (γ) при более низких, чем солидус, температурах. В эвтектических композициях матрицей является однородный или дисперсионно-упрочненный γ'-фазой твердый раствор, а в качестве основной упрочняющей фазы — вытянутые зерна (в виде волокон или пластин) карбидов (MC) или интерметаллидов (Ni_3M). Так, например, структура направленно-кристаллизованного сплава типа ВКЛС представляет собой матрицу (γ-твердый раствор), упрочненную дисперсной γ'-фазой и нитевидными волокнами монокарбида ниобия (NbC) — см. рис. 15.1.

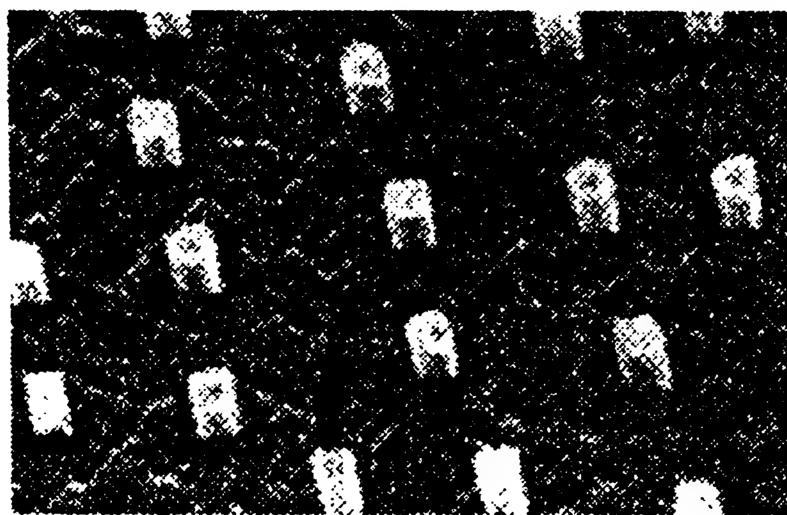


Рис. 15.1. Микроструктура эвтектического композита (γ/γ') — NbC, ×2000

15.2. Физико-химические основы направленной кристаллизации сплавов

В процессе направленной кристаллизации (НК) происходит формирование монокристаллической или столбчатой структуры слитка с дендритно-ячеистым строением зерна, а также образование ориентированной высокопрочной фазы в эвтектиках.

Фронтом кристаллизации (или фронтом роста) называют изотермическую поверхность, являющуюся границей фазового перехода расплав — кристалл и перемещающуюся по сплаву, находящемуся в литейной форме, по мере его кристаллизации. При направленной кристаллизации эвтектических жаропрочных сплавов важным является обеспечение условий роста кристаллов с микроскопически плоской поверхностью раздела «твердая фаза—расплав» (т. е. реализация так называемого плоского фронта кристаллизации). Существенное влияние на характер структуры, фазовый состав сплава и дисперсность составляющих фаз оказывают скорость перемещения фронта кристаллизации v (м/с) и осевой градиент температуры на фронте роста G (К/м). Так, например, рост скорости охлаждения $v_{охл} = Gv$ (К/с) приводит к измельчению зерен упрочняющей $\gamma'_{дисп}$- фазы, эвтектики (γ + $\gamma'_{эвт}$) и карбидов МС. При этом установлена зависимость между скоростью охлаждения расплава на фронте кристаллизации $v_{охл} = G\,v$ и размерами зерен эвтектики (γ + $\gamma'_{эвт}$) и карбидов типа МС для сплавов системы Ni—Co—Cr—W—Al—Ti—Nb—C:

$$d_{(\gamma+\gamma'_{эвт})} = 20{,}8(Gv)^{-0{,}26}; \qquad d_{МС} = 4{,}2(Gv)^{-0{,}26}.$$

В процессе направленной кристаллизации могут возникать дефекты структуры, имеющие характер ликвационного происхождения: зональная ликвационная полосчатость (обусловлена накоплением на поверхности отливки элементов с малой плотностью — алюминия, титана и др.) и наличие поверхностных карбидов типа M_6C (на основе Ni_3W_3C).

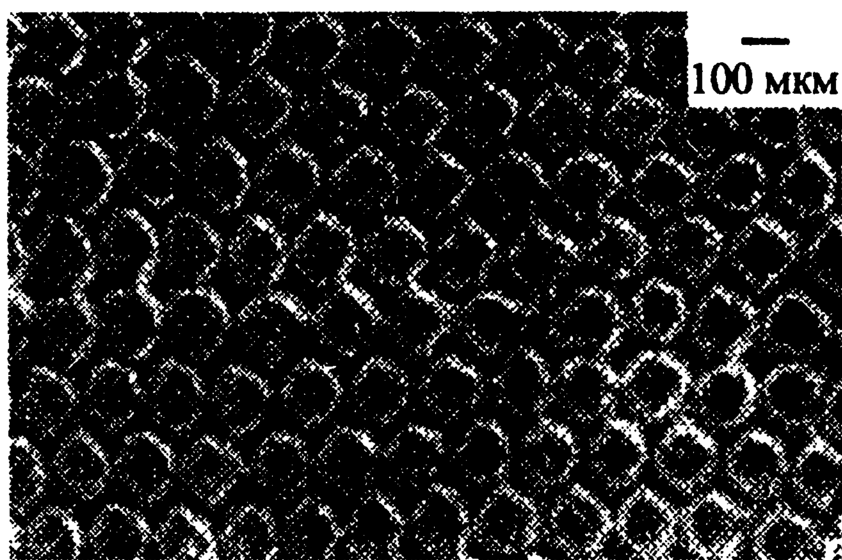


Рис. 15.2. Монокристалл сплава ЖС36 с ячеистой структурой (ориентация [001])

Устранение зональной ликвации достигается повышением скорости охлаждения междендритных участков и тем самым уменьшением их размеров.

При формировании в процессе НК монокристаллической структуры важно предотвращать образование

прежде всего на границе контакта расплава со стенкой формы таких дефектов, как равноосные зерна, полосчатость и др. Искривление и потеря устойчивости плоского фронта роста при монокристаллическом литье является причиной образования ячеистой структуры (рис. 15.2). Тип формирующейся структуры (с плоским фронтом роста, ячеистой, ячеисто-дендритной, равноосной, рис. 15.3) зависит от соотношения величин G и v, а также от направления роста кристалла. Так, например, в направлении роста [001] ячейки имеют вид квадратных стержней (см. рис. 15.2), а в направлении [111] — трехгранных стержней.

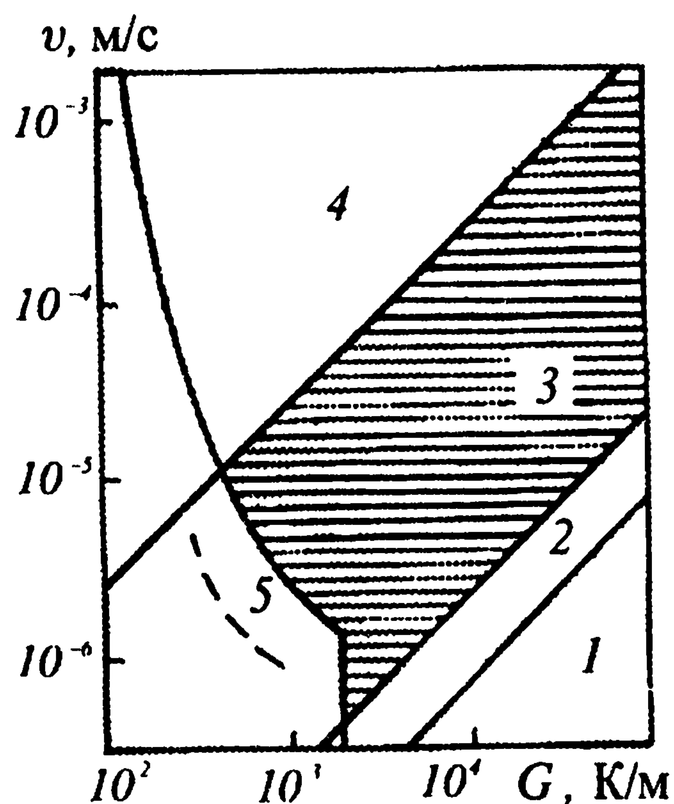


Рис. 15.3. Влияние величин осевого градиента температуры и скорости перемещения фронта кристаллизации на тип формируемой структуры никелевых сплавов:

1 — монокристаллическая с плоским фронтом роста; *2* — ячеистая, *3* — ячеисто-дендритная; *4* — равноосная; *5* — зона ликвационных образований

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что монокристаллические образцы ряда сплавов с ориентацией [111] обладают лучшими показателями кратковременной, длительной (например, уровень жаропрочности сплава ЖС32 на 10—15% выше) и усталостной прочности по сравнению с аналогичными образцами, имеющими ориентацию [001]; в то же время монокристаллы с ориентацией [001] характеризуются повышенным сопротивлением термической усталости и минимальными значениями модуля упругости.

15.3. Технологические основы получения отливок со столбчатой структурой

Важным фактором обеспечения процесса направленной кристаллизации является создание максимального градиента температуры в заданном направлении роста зерна и минимального — в других направлениях. Отвод теплоты осуществляется с одного конца отливки. При этом холодильник (водоохлаждаемый, жидкометаллический и др.) располагается в определенном месте отливки. Остальная часть формы нагревается до температуры, превышающей температуру кристаллизации сплава. Осевой температурный градиент часто создается за счет изменения температуры камеры нагрева, перемещения холодильника с отливкой относительно источника теплоты или, наоборот, источника теплоты относительно кристаллизующейся отливки.

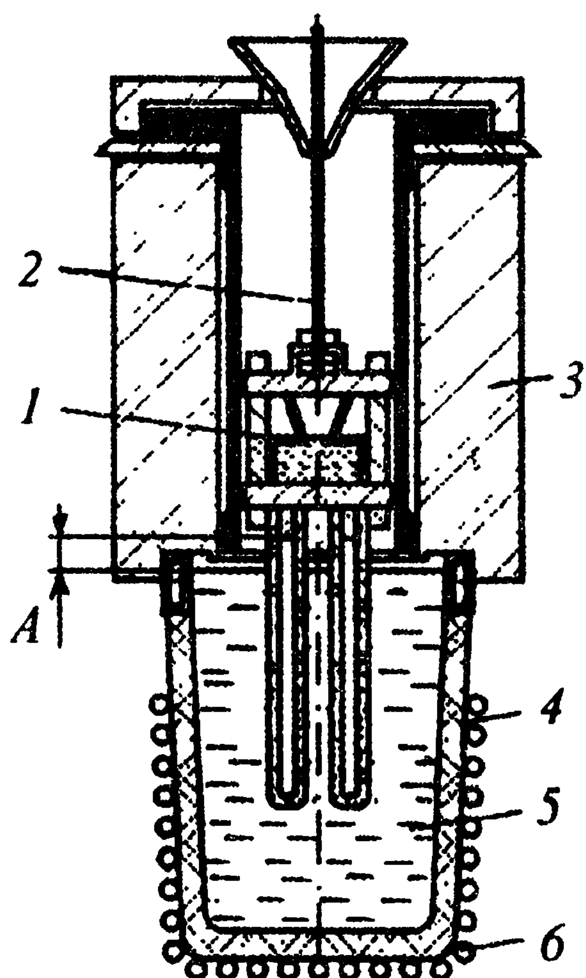


Рис. 15.4. Установка направленной кристаллизации в жидкометаллическом охладителе:

1 — керамическая форма; *2* — шток; *3* — печь для нагрева формы; *4* — тигель, *5* — жидкометаллический теплоноситель, *6* — нагреватель

Недостатками установок, в которых при охлаждении отливок используется теплоотдача излучением, обладающая невысокой эффективностью, являются прежде всего низкая скорость кристаллизации сплавов и широкая область твердожидкой зоны, которые в конечном счете обусловливают образование крупнокристаллической структуры и рассмотренных ранее дефектов литья при направленной кристаллизации. Эти недостатки можно в существенной степени устранить, интенсифицируя направленный теплоотвод от формы с отливкой посредством их конвективного охлаждения в ванне с расплавленным металлом, имеющим невысокую температуру плавления (например, олово, алюминий). Схема установки для ускоренной направленной кристаллизации представлена на рис. 15.4. Внутри нагревательной печи *3* размещается прокаленная керамическая форма *1*, закрепляемая на штоке *2* вертикального привода при помощи специальной подвески, изготовленной из молибденового сплава. Керамическую форму заполняют расплавом из плавильного индуктора через заливочную воронку, сливное отверстие которой смещено относительно штока. Для обеспечения температурного градиента между зонами нагрева и охлаждения они разделены тепловыми экранами. Зона охлаждения, расположенная под зоной нагрева, состоит из тигля *4*, заполненного жидкометаллическим теплоносителем *5*. Расплавление теплоносителя осуществляется нагревателем *6*. После заполнения керамической формы расплавом жаропрочного сплава она с помощью штока перемещается с регламентированной скоростью в зону охлаждения и постепенно погружается в жидкий теплоноситель. Расчеты показали, что значение коэффициента теплопередачи *K* при использовании жидкометаллического охладителя (расплав олова при 300—450 °С) более чем в три раза превышает значение этого коэффициента при охлаждении формы излучением в вакууме: 225 и 70 Вт/($м^2$·К) соответственно.

В процессе получения отливок из жаропрочных сплавов керамические формы, изготавливаемые по выплавляемым моделям, длительное время находятся в контакте с расплавом при температуре более 1500 °С. При этом часто применяемый для изготовления формы диоксид кремния SiO_2 может восстанавливаться находящимися в расплаве легирующими элементами, например углеродом, алюминием. Это приводит к снижению качества поверх-

ности отливки. Поэтому при литье высокотемпературных сплавов для изготовления керамических форм используют оксид алюминия.

15.4. Монокристаллическое литье

Монокристаллические отливки получают как из традиционных, так и специально разработанных для данного процесса сплавов. При создании новых сплавов для монокристаллического литья нет необходимости вводить в них элементы, упрочняющие границы зерен (C, B, Hf, Zr, РЗМ), поскольку не существует большеугловых границ. Поэтому в безуглеродистых сплавах отсутствуют карбиды и остаются только γ- и γ'-фазы. Дальнейшее повышение стабильности сплава (т. е. повышение температур солидуса и полного растворения γ'-фазы) может быть достигнуто оптимальным его легированием тугоплавкими металлами (W, Ta, Re, Mo) и γ'-стабилизаторами (Ti, Ta). Это приводит к существенному торможению контролируемых диффузией высокотемпературных процессов, в том числе коагуляции γ'-фазы. Важная роль при легировании уделяется рению (до 3%), в основном располагающемуся в γ-твердом растворе. Содержащие рений сплавы (например, ЖС36) отличаются более узким интервалом кристаллизации. Так, температуры ликвидуса, солидуса и полного растворения γ'-фазы в сплаве ЖС36 равны соответственно 1409, 1337 и 1295 °C. Снижение содержания хрома (а следовательно, и жаростойкости) компенсируют добавками Hf и Y, образующими на поверхности плотные жаростойкие оксидные пленки. В связи с применением направленной кристаллизации значительно расширились возможности использования экономно легированных жаропрочных сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al. Так, например, установлено, что отливки из этих сплавов с монокристаллической структурой и кристаллографической ориентацией [111] обладают оптимальным сочетанием физико-механических свойств при температурах до 1200 °C: высокими показателями жаропрочности, термоусталостной прочности и жаростойкости.

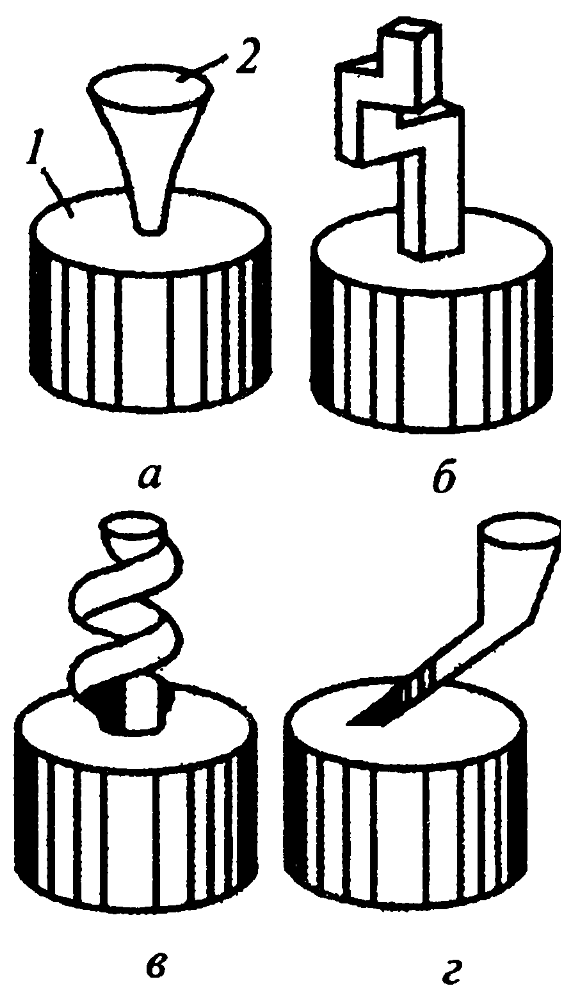


Рис. 15.5. Разновидности селекторов, используемых в монокристаллическом литье: *а* — размерный ограничитель; *б* — ступенчатый («прямой угол»); *в* — спиральный (геликоидный); *г* — угловой; *1* — стартер; *2* — селектор (литник)

Технологические основы монокристаллического литья. Существует много методов выращивания монокристаллов. Ряд методов по-

лучения фасонных монокристаллических отливок основан на способе Бриджмена—Стокбаргера, заключающегося в направленной кристаллизации отливки при ее перемещении из горячей зоны, создаваемой источником нагрева, в зону охлаждения. Рассмотрим две группы методов, используемых в производстве монокристаллических отливок из жаропрочных никелевых сплавов:

I. Методы монокристаллического литья, основанные на конкурентном росте столбчатых зерен. Конкурентный рост зерен основан на приоритетном сохранении растущих с наибольшей скоростью столбчатых кристаллов, ориентированных в направлении [001]. При получении монокристаллических деталей на установках с водоохлаждаемым холодильником на практике используют эффект резкого сужения формы, благодаря чему из многих кристаллитов, зарождающихся на поверхности холодильника, отбирают единственный кристаллит, который первым достигнет этого сужения. В данном случае используется размерный ограничитель столбчатой структуры (размер поперечного сечения зерна столбчатой структуры значительно больше мундштука ограничителя, рис. 15.5, *а*). При прохождении поверхности кристаллизации через идущий вверх канал — селектор (ступенчатый — «прямой угол», угловой — наклонный, спиральный — геликоидный, см. рис. 15.5, *б—г*) обеспечивается строгая ориентация преимущественного направления роста кристаллов (кристаллографическое направление [001]) вдоль оси селектора, поскольку кристаллы с другой ориентацией, упираясь в стенку наклонно или перпендикулярно идущему каналу, прекращают свое развитие. Вырастающий из литника-селектора кристалл является зародышем будущей монокристаллической отливки. Ускорение процесса отбора зерна достигается при размещении начальных сечений литниковой системы (стартера, литников-селекторов) существенно ниже сечения детали (рис.15.6). В процессе роста дендриты должны несколько (3—4) раз поменять свое направление до того, как соединиться с сечением изложницы. Этим обеспечивается рост лишь одного зерна с кристаллографическим направлением [001]. Для получения отливки используют керамическую оболочковую форму, изготовленную по выплавляемой модели. Отливка (рис. 15.6) вместе с

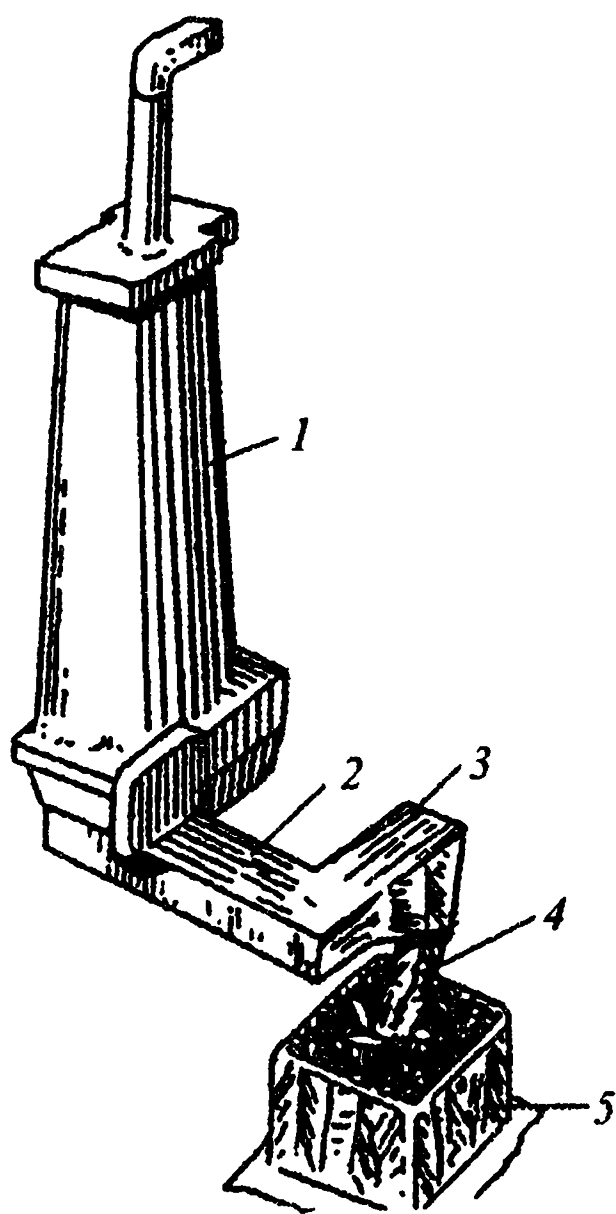


Рис. 15.6. Монокристаллическая лопатка с литниковой системой (дается схематическое изображение структуры всех участков):
1 — лопатка; *2—4* — литники; *5* — стартер

литниковой системой получена посредством заполнения расплавом внутренней полости этой керамической формы. Оболочковую форму (без дна) устанавливают на медный кристаллизатор, охлаждаемый водой, и заливают расплавом. Интенсивный направленный теплообмен приводит к зарождению в стартере *5* мелких равноосных зерен, приобретающих затем столбчатую, ориентированную в направлении [001] структуру. В литниках *4—2* осуществляется последовательный конкурентный отбор одного кристалла с оптимальной ориентировкой. Последний же дополнительный литниковый ход *2*, перпендикулярный литнику *3* и названный поэтому «прямым углом», гарантирует попадание в отливку единственного кристалла с ориентацией [001] вдоль направления роста и произвольной его ориентацией в плоскости, перпендикулярной указанному выше направлению. Аналогичную ориентацию лопатки можно получить с использованием кристаллоотборника (селектора) в форме геликоида (спирали), см. рис.15.5, *в*.

Указанная непредсказуемость кристаллографической ориентации лопатки в плоскости, перпендикулярной направлению роста, может быть причиной разброса ее вибрационных характеристик.

Требуемой ориентации кристаллической решетки отливки вдоль и поперек направления затвердевания можно добиться использованием затравочных кристаллов, установленных в форме, а также созданием необходимой конструкции затравочной части формы, обеспечивающей оптимальное ориентирование монокристалла в двух направлениях, например горизонтальном и вертикальном.

II. Использование затравок при монокристаллическом литье. Особенность конструкции керамической оболочковой формы (рис. 15.7) заключается в том, что монокристаллическая затравка *4* закрепляется в изготовленном из тугоплавкого сплава или керамики основании *3* и размещается в канале, находящемся в нижней части формы. Этот канал служит также для удаления модельного состава из формы в процессе ее изготовления. Предусмотрена точная фиксация затравки в полости формы. Керамическую оболочковую форму размещают на водоохлаждаемом поддоне — кристаллизаторе *5* — и заполняют расплавом через питатель *1*, расположенный в

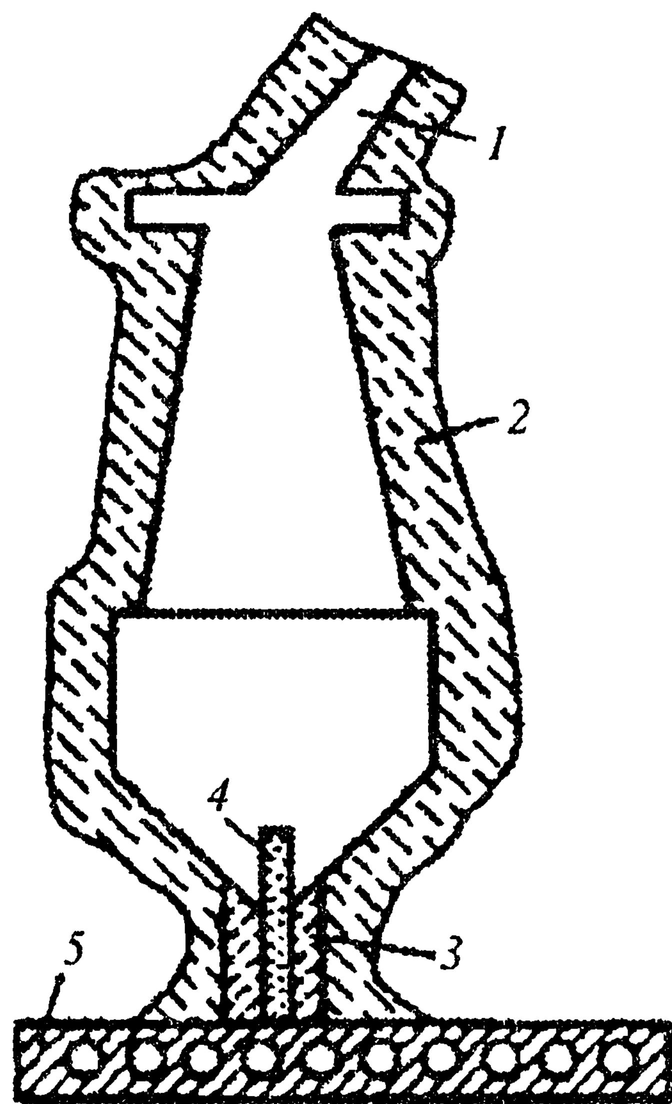


Рис. 15.7. Схема керамической формы для монокристаллического литья лопатки от затравки:
1 — питатель, *2* — форма; *3* — основание, в котором крепится затравка; *4* — затравка; *5* — поддон (кристаллизатор)

верхней части формы. Монокристаллические отливки получают с помощью затравок также на установках с жидкометаллическим охладителем.

15.5. Эвтектические композиты (направленно-кристаллизованные эвтектики)

Направленная кристаллизация эвтектик является одним из перспективных способов создания композиционных материалов с требуемыми структурой и свойствами, поскольку, с одной стороны, базируется на использовании достаточно широко известной в технике технологической операции — кристаллизации жидкости в условиях контролируемого теплоотвода, а с другой стороны, позволяет управлять структурными параметрами — морфологией и взаимной ориентацией фаз, а также их дисперсностью.

Достоинствами естественных эвтектических композиционных материалов по сравнению с искусственными являются термодинамическая стабильность их состава и когерентность (сопряженность) решеток контактирующих фаз на межфазных границах. Все это обеспечивает композиту высокий уровень структурно-чувствительных свойств, таких, как жаропрочность. Так, например, длительная прочность сплава на основе псевдобинарной эвтектической композиции Ni_3Al—Ni_3Nb равна $\sigma_{100}^{1100} = 170$ МПа, а сплава ЖС6К — $\sigma_{100}^{1100} = 50 - 60$ МПа.

Примером естественных композитов являются также сплавы типа ВКЛС на основе эвтектики (γ—NbC). Они упрочняются как за счет образования при направленной кристаллизации нитевидных волокон монокарбида МеС, так и в результате выделения вторичной γ'-фазы (см. рис. 15.1). Поскольку указанные сплавы являются заэвтектическими, то в процессе образования композиционной структуры наблюдается приоритетный рост ведущей фазы эвтектики — волокон монокарбида ниобия. В то же время в структуре отливок присутствуют первичные поверхностные карбиды типа NbC, образующиеся на керамической форме. Большой градиент температур G порядка $5 \cdot 10^4$ К/м при скорости перемещения фронта направленной кристаллизации $v = 2{,}8 \cdot 10^{-6}$ м/с обеспечивает сплавам типа ВКЛС повышенную плотность волокон и жаропрочность. При направленной кристаллизации используется жидкометаллическое охлаждение (в олове). Сплавы системы γ/γ'—NbC, обладая высоким сопротивлением теплосменам вследствие стабильности карбидов (Nb,Hf)C, могут работать при температурах до 1150—1200 °С.

Представляет несомненный интерес легирование эвтектических сплавов редкоземельными элементами, являющимися поверхностно-активными до-

бавками, поскольку последние, располагаясь на межфазных поверхностях (например, γ/γ' — в жаропрочных никелевых сплавах), могут стабилизировать структуру и тем самым повысить ресурс деталей.

Весьма перспективны высокотемпературные материалы (с температурой плавления выше 1200—1300 °С) на основе эвтектик из тугоплавких оксидов. При этом в качестве тугоплавкой фазы используются оксиды алюминия, гафния, иттрия, титана, циркония, хрома и других металлов. Эвтектики на основе тугоплавких оксидов отличаются оптимальным комплексом свойств: высокими значениями удельной прочности и рабочих температур (до 0,8—0,9 $t_{пл}$), коррозионной стойкостью во многих средах, достаточно низкой пористостью.

Трудности, возникающие при разработке процессов направленной кристаллизации эвтектик из тугоплавких оксидов, обусловлены как свойствами материалов (их хрупкостью, высокой температурой плавления и др.), так и технологическими особенностями процесса (низкая скорость перемещения фронта направленной кристаллизации — $v = 2{,}8 \cdot 10^{-6}$ м/с, необходимость создания и длительного обеспечения высоких осевых температурных градиентов, сложности с выбором материала контейнера). Использование направленно-кристаллизованных эвтектик делает возможным повышение рабочей температуры деталей на 30—80 °С, а длительной прочности — на 40% и более.

Контрольные вопросы

1. В чем сущность технологического процесса направленной кристаллизации?
2. Какие типы структур сплавов могут формироваться в процессе направленной кристаллизации отливок?
3. Как влияет направленная кристаллизация на свойства жаропрочных сплавов и почему?
4. Каковы механизмы упрочнения направленно-кристаллизованных жаропрочных сплавов?
5. В чем преимущества эвтектических композитов по сравнению с искусственными?

Глава 16. Обеспечение технологичности литых деталей

16.1. Требования к отливкам

Технические требования, предъявляемые к отливкам, подразделяют на общие (регламентирующие размерную и массовую точность, шероховатость

поверхности, механические свойства, качество литого металла) и специальные (оценивающие герметичность, коррозионную стойкость, износостойкость и другие свойства). При оценке технических требований к отливкам руководствуются соответствующими ГОСТами и ОСТами. Кроме того, ряд специальных требований может отражаться в документации (например, в чертежах) на изготовление литых деталей. Если технически сложно или экономически нерентабельно обеспечивать при литье необходимую точность размеров, шероховатость поверхности детали или другие требования, то это достигается последующей обработкой резанием.

В целом точность отливки оценивается, согласно ГОСТ 26645—85 (с изменением №1 от 1989 г.), ее классами размерной точности (КРТ) и точности массы (КТМ), а также степенями коробления (СК) и точности поверхностей (СТП). Обязательными являются требования по соблюдению соответствия отливки заданным классам размерной точности и точности массы.

Размерная точность отливки представляет собой степень соответствия фактических и указанных в чертеже (или технических условиях) размеров. ГОСТ 26645—85 предусмотрены 22 класса размерной точности — с 1-го по 16-й (в том числе классы 3т, 5т, 7т, 9т, 11т, 13т). Более высокому числовому значению класса размерной точности соответствуют и большие допуски на размеры отливки, т. е. тем меньшей точностью характеризуется отливка (табл. 16.1). Если элемент отливки образован двумя полуформами и перпендикулярен плоскости разъема, то допуск на его размер определяется классом точности размеров отливки. Те же элементы отливки, которые образованы только одной частью формы (или одним стержнем), имеют допуски на размеры на 1—2 класса точнее, чем сама отливка. Для обрабатываемых поверхностей отливок установлено симметричное расположение полей допусков, а для необрабатываемых — допускается как симметричное, так и несимметричное их расположение.

Таблица 16.1. **Допуски линейных размеров отливок на сторону (мм, не более) по ГОСТ 26645—85**

Интервалы номинальных размеров (свыше... до), мм	Классы размерной точности отливок										
	1	2	3т	3	4	5т	5	6	7т	7	8
До 4	0,06	0,08	0,10	0,12	0,16	0,2	0,24	0,32	0,40	0,50	0,64
10—16	0,09	0,11	0,14	0,18	0,22	0,28	0,36	0,44	0,56	0,70	0,90
25—40	0,11	0,14	0,18	0,22	0,28	0,36	0,44	0,56	0,70	0,90	1,10
63—100	0,14	0,18	0,22	0,28	0,36	0,44	0,56	0,70	0,90	1,10	1,40

Точность размеров отливки зависит от ее габаритных размеров и сложности конфигурации, способа литья, а также химического состава сплава. Чем сложнее форма и больше габаритные размеры отливки, тем сильнее воз-

растает погрешность при изготовлении литейной формы и модельной оснастки и, как следствие, тем ниже точность ее размеров. Кроме того, укрупнение и усложнение конфигурации отливки способствуют снижению стабильности температурных режимов в процессе ее кристаллизации и охлаждения.

Каждый способ литья характеризуется рядом факторов, обусловливающих точность отливок. Так, например, при литье в металлические формы (в кокиль, под давлением и т. д.) точность отливок существенно зависит от качества изготовления формы, числа разъемов в ней и точности соединения ее отдельных частей, а также от температуры формы при заливке. Точность размеров отливок, получаемых методом литья по выплавляемым моделям, обусловлена качеством материала пресс-формы и точностью ее изготовления, выбранным модельным составом, а также способом формовки керамических оболочек. Зависимость класса размерной точности отливок от способа литья, состава сплава и массы детали показана в табл. 16.2.

Анализ табл. 16.2 показывает, что наибольшая размерная точность отливок достигается при литье под давлением, а наименьшая — при литье в песчаные формы. С увеличением габаритов и массы отливок их размерная точность уменьшается. В большинстве случаев при литье легких сплавов на основе Al и Mg точность отливок выше, чем при литье сплавов с большей плотностью.

Таблица 16.2. **Влияние способа литья, состава сплава и массы детали на выбор классов размерной точности и точности массы, а также степень точности поверхности**

Способ литья	Номинальная масса отливки, кг	КРТ		КТМ		СТП	
		Сплавы на основе*					
		Al, Mg	Ti, Fe, Cu	Al, Mg	Ti, Fe,Cu	Al, Mg	Ti, Fe, Cu
Литье под давлением	До 1** 1—10***	3т—6 3—7т	3—7т 4—7	1—7 2—8	2—8 3т—9т	2—6 3—7	3—7 4—8
Литье по выплавляемым моделям	До 1 1—10	4—8 5т—9т	5т—9т 5—9	3т—9 3—10	3—10 4—11т	3—8 4—9	4—9 5—10
Литье под низким давлением и в кокиль	До 1 1—10	5т—9т 5—9	5—9 6—10	3—10 4—11т	4—11т 5т—11	4—9 5—10	5—10 6—11
Литье в оболочковые формы	До 1 1—10	7т—11 7—12	7—12 8—13т	5т—12 5—13т	5—13т 6—13	6—12 7—13	7—13 8—14
Литье в песчаные формы	До 1 1—10	7—12 8—13т	8—13т 9т—13	6—13 7т—14	7т—14 7—15	10—17 11—18	11—18 12—19

* Рассматриваются сплавы, не упрочняемые термической обработкой.
** Наибольший габаритный размер отливки до 100 мм.
*** Наибольший габаритный размер отливки от 100 до 250 мм.

КРТ и СТП определяют по наибольшему габаритному размеру, а КТМ — по номинальной массе отливки. Простые отливки массового автоматизированного производства имеют меньшие значения КРТ, СТП, КТМ, а сложные отливки единичного и мелкосерийного производства — большие значения.

Количественным критерием сложности конструкции отливки является ее группа сложности (табл. 16.3). Отливки наибольшей сложности причисляют к первой группе. Сопоставление числовых значений классификационных факторов групп большей и меньшей сложности (от первой к шестой) показывает, что с уменьшением максимального габаритного размера (причем для отливок с одной и той же массой он может различаться от 4 до10 раз) и числа стержней (в 2 раза) снижается сложность конструкции. При этом класс максимальной размерной точности повышается от 6 до 3 т. Параметр «категория ответственности» учитывает условия работы литых деталей, которые подразделяются на три категории. Отливки 1-й категории работают в условиях коррозии, износа, воздействия температур и значительных нагрузок, т. е. в экстремальных условиях, 2-й категории — в нормальных условиях (при средних нагрузках), а 3-й категории — в условиях малых нагрузок.

Таблица 16.3. **Классификационные параметры отливок из алюминиевых и магниевых сплавов различных групп сложности**

Параметр отливки (классификационный фактор)	Группа сложности					
	1	2	3	4	5	6
Масса без литников и прибылей, кг, не более	30	15	8	30	15	8
Минимальные габаритные размеры, мм	400	400	200	100	100	До 100
Максимальные габаритные размеры, мм	1600	1000	1000	400	250	До 100
Толщина стенки, мм	4,5—7	4,5—6	4—6	2,5—5	Не огранич.	
Максимальное число размеров, определяющих отливку	200	200	150	100	100	100
Класс обеспечиваемой наибольшей размерной точности (по ГОСТ 26645—85)*	6	5т	5т	3т	3т	3т
Максимальное число стержней	15	10	10	8	5	Нет
Категория ответственности	1	1	1, 2	1, 2	2, 3	2, 3

* Класс наименьшей размерной точности — 13т

Группу сложности конкретной отливки определяют путем сопоставления ее параметров с характеристиками отливок каждой группы сложности. По числу признаков, не менее четырех, отливку относят к той или иной группе.

Степень коробления. Коробление отливки — это отклонение в относительном расположении поверхностей: отклонения от плоскостности, параллельности, перпендикулярности, от заданной формы. Коробление происхо-

дит в результате неравномерного охлаждения и усадки металла отливки. При короблении предусматриваются допуски на изменение формы и отклонения в расположении поверхностей отливки, которые регламентируются степенью коробления ее элементов. ГОСТ 26645—85 предусмотривает 11 степеней коробления, при этом большему значению степени коробления соответствует и большее искажение формы отливки. Как видно из табл. 16.4, с увеличением различия наименьшего и наибольшего размеров отливки степень коробления возрастает. Многократные формы, выполненные в основном из металлических сплавов, имеют меньшую степень коробления, чем разовые (песчаные, керамические и др.). Отливки из легких цветных сплавов, не подвергаемых упрочняющей термической обработке, обладают меньшими значениями степеней коробления по сравнению со сплавами, упрочняемыми термической обработкой.

Таблица 16.4. **Влияние соотношения размеров элементов отливки, типа форм и свойств сплава на степень коробления элемента отливки**

Тип литейной формы		Отношение наименьшего размера элемента отливки к наибольшему				
		свыше 0,200	от 0,100 до 0,200	от 0,050 до 0,100	от 0,025 до 0,050	до 0,025
		Степень коробления элемента отливки				
Многократные формы	НТ	1—4	2—5	3—6	4—7	5—8
	Т	2—5	3—6	4—7	5—8	6—9
Разовые формы	НТ	3—6	4—7	5—8	6—9	7—10
	Т	4—7	5—8	6—9	7—10	8—11

Примечание. Сплавы, не упрочняемые (НТ) и упрочняемые (Т) термической обработкой.

Допуски на отклонения от формы и расположения элементов отливки для некоторых размеров приведены в табл. 16.5. С увеличением номинального размера элемента отливки и степени коробления числовые значения допусков формы и расположения элементов отливок возрастают.

Таблица 16.5. **Влияние номинального размера элемента отливки и степени коробления на величину предельных отклонений**

Номинальный размер нормируемого участка, мм	Степень коробления элемента отливки										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
	Допуски формы и расположения элементов отливок, мм										
До 125	0,12	0,16	0,20	0,24	0,32	0,40	0,50	0,64	0,80	1,00	1,20
Свыше 125 до 160	0,16	0,20	0,24	0,32	0,40	0,50	0,64	0,80	1,00	1,20	1,60
Свыше 160 до 200	0,20	0,24	0,32	0,40	0,50	0,64	0,80	1,00	1,20	1,60	2,00
Свыше 250 до 315	0,32	0,40	0,50	0,64	0,80	1,00	1,20	1,60	2,00	2,40	3,20

Качество поверхности отливок. Многие эксплуатационные свойства (например, коррозионная стойкость, износостойкость, долговечность, термостойкость и др.) в большой степени определяются состоянием поверхности изделий. Качество поверхности отливок оценивается по ГОСТ 26645—85, прежде всего, степенью точности поверхности (СТП) и зависит как от их шероховатости, так и от наличия поверхностных дефектов (пригара, наростов, оксидов, волнистости). Однако в требованиях к шероховатости поверхности отливок присутствие поверхностных дефектов литья не оговаривается. В то же время ГОСТ 26645—85 регламентирует минимальный припуск на механическую обработку для устранения дефектов литой поверхности. Зависимость степени точности поверхности отливки от способа литья см. в табл. 16.2. Шероховатость поверхности чаще всего оценивается по наибольшим или номинальным значениям (диапазонам значений) следующих параметров (мкм): среднего арифметического отклонения (R_a) и высоты неровностей профиля по десяти точкам (R_z). Соответствие шероховатости техническим условиям на нее определяют на предварительно очищенной дробью (или металлическим песком) поверхности отливки. На шероховатость поверхности оказывают влияние размер и конфигурация (сложность формы) отливки, состав сплава и способ литья. Наименьшие значения шероховатости поверхности отливок достигаются при литье под давлением, по выплавляемым моделям и в гипсовые формы.

Согласно ГОСТ 26645—85 степень точности поверхности (СТП) имеет 22 градации. В табл. 16.6 приведены соотношения между шероховатостью и степенью точности поверхности отливки, из которых следует, что с увеличением порядкового номера СТП возрастают значения критериев шероховатости.

Таблица 16.6. **Взаимосвязь между степенью точности (СТП) и шероховатостью (R_a, R_z) поверхности**

СТП	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
R_a, мкм	2,0	2,5	3,2	4,0	5,0	6,3	8,0	10,0	12,5	16,0	20,0
R_z, мкм	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
СТП	**12**	**13**	**14**	**15**	**16**	**17**	**18**	**19**	**20**	**21**	**22**
R_a, мкм	25,0	32,0	40,0	50,0	63,0	80,0	100,0	—	—	—	—
R_z, мкм	—	—	—	—	—	—	—	500	630	800	1000

Припуск на обработку отливок резанием обеспечивает получение заданных размеров, шероховатости поверхности отливки и качества поверхностного слоя металла. Припуски на обработку каждой поверхности зависят от класса размерной точности отливки, ее габаритных размеров, формы, расположения обрабатываемых поверхностей, способа литья и состава сплава. Для обеспечения требуемого качества поверхности готовой детали вводят при

обработке резанием ряды припусков, которые коррелируются со степенью точности поверхности (табл. 16.7). Меньшие значения рядов припусков принимают для отливок из сплавов на основе легкоплавких металлов (Al, Mg, Zn), а большие — для отливок из стали и сплавов на основе более тугоплавких цветных металлов (Cu, Ti, Ni, Co и др.).

Таблица 16.7

СТП	1—2	3—4	5—6	7—8	9—10	11—12	13—14	15
Ряды припусков	1—2	1—3	1—4	2—5	3—6	4—7	5—8	6—9
СТП	16	17	18	19	20	21	22	
Ряды припусков	7—10	8—11	9—12	10—13	11—14	12—15	13—16	

Для устранения неровностей и дефектов литой поверхности, а также уменьшения ее шероховатости предназначен минимальный припуск на обработку поверхности отливки, выбираемый с учетом СТП и рядов припусков (табл. 16.7 и 16.8).

Таблица 16.8

Ряды припусков отливки	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Минимальный припуск на сторону, мм	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0	1,2
Ряды припусков отливки	10	11	12	13	14	15	16	17	18
Минимальный припуск на сторону, мм	1,6	2,0	2,5	3,0	4,0	5,0	6,0	8,0	10,0

ГОСТ 26645—85 предусмотрен также общий припуск, предназначенный как для устранения погрешностей размеров, формы и расположения поверхностей, так и для удаления литейных дефектов обрабатываемой поверхности.

Отклонения массы отливок. Номинальной называется масса отливки с учетом припусков на обработку резанием. Точность массы отливки оценивается классом *точности массы*, число и нумерация которых совпадают с таковыми для классов размерной точности. Допуск на массу отливки устанавливается, согласно ГОСТ 26645—85, с учетом номинальной массы отливки и класса точности массы.

Рассмотренные ранее характеристики точности приводятся также на чертеже отливки в технических требованиях к ней, например: «Точность отливки 6-4-6-7 См 0,4 ГОСТ 26645—85», где 6 — класс размерной точности; 4 — степень коробления; 6 — степень точности поверхностей; 7 — класс точности массы; См 0,4 — допуск (в мм) смещения отливки по плоскости разъема.

Если в обозначении точности отливки ряд цифровых значений показателей заменен нулями или данные о смещении отсутствуют, значит эти характеристики являются ненормируемыми. Например, «Точность отливки 6-0-0-7 ГОСТ 26645—85».

Специальные требования к отливкам вытекают из их функциональных задач и условий эксплуатации. К ним относится обеспечение: герметичности в условиях низкого и сверхвысокого вакуума, а также в достаточно широком диапазоне повышенного давления газа или жидкости; коррозионной стойкости в агрессивных средах (как жидких, так и газообразных) при комнатной и повышенных (до 300 °С) температурах; термостойкости — способности не разрушаться под действием циклических нагрузок, вызванных многократным нагревом и охлаждением; износостойкости при трении качением или скольжением со смазкой и без нее; стабильности размеров в условиях действия знакопеременного нагружения или повышенных температур; декоративности — возможности нанесения на поверхность отливки различных функциональных защитных покрытий для улучшения ее товарного вида и комплекса эксплуатационных свойств (коррозионной стойкости, износостойкости). Реализация указанных выше специальных требований к отливкам достигается выбором необходимого состава литейного сплава, оптимального метода литья, механической и термической обработок, а также формированием на поверхности отливки функциональных защитных и декоративных покрытий.

16.2. Технологичность конструкции отливок

Технологичной называют такую конструкцию отливки, которая обеспечивает заданные эксплуатационные свойства изделия и позволяет изготавливать ее с наименьшими затратами.

При создании конструкции литой детали необходимо учитывать основные показатели, обеспечивающие ее технологичность (табл. 16.9). Среди них важную роль играют следующие: коэффициент использования металла (КИМ) — отношение масс готовой детали и отливки; коэффициент необработанной поверхности (КНП) — отношение площади не обработанной резанием поверхности к площади всей поверхности отливки; точность отливки (см. §16.1) и многие другие (см. табл. 16.9). Большое значение имеет также учет экономических показателей, таких, как удельная трудоемкость и себестоимость детали в изготовлении. Технологичность конструкций отливок в ряде случаев оценивают с помощью коэффициента габаритности:

$$K_V = V/m, \qquad (16.1)$$

где V — объем литой детали, определяемый ее габаритами, дм^3; m — масса отливки, кг.

Конструкция отливки тем технологически рациональнее, чем меньше коэффициент ее габаритности. Влияние способа литья на технологичность и качество отливки рассмотрено в гл. 12—15. Взаимосвязь способа обработки резанием с формой заготовки (в том числе отливки) освещена в разд. 5. Основные методы контроля приведены в гл. 30. В данном параграфе рассматриваются методы обеспечения оптимальной геометрии отливки и ее элементов.

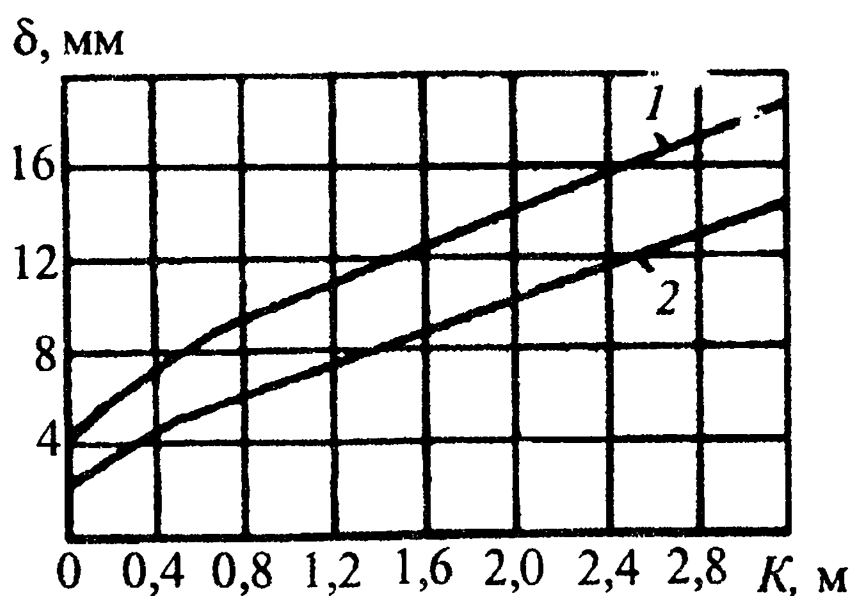


Рис. 16.1. Определение минимальной толщины стенки отливки по ее приведенному габаритному размеру при литье в песчаные формы:
1 — сплавы Cu, *2* — сплавы Al и Mg

Расчет оптимальной толщины стенок отливок. При конструировании литых деталей оптимальная толщина стенок вычисляется на основе прочностных расчетов. При литье в песчаные формы минимальную толщину δ стенки отливки определяют по диаграммам (рис. 16.1) как функцию ее приведенного габаритного размера:

$$K = (2l + b + h)/3, \qquad (16.2)$$

где l, b и h — соответственно длина, ширина и высота отливки, м; при $K > 3$ $\delta \geqslant 20$ мм.

Диапазоны минимальных толщин стенок отливок, получаемых специальными способами литья, приведены в табл. 16.10, при этом меньшие значения минимальной толщины стенки соответствуют площади поверхности отливки в диапазоне $2{,}5\cdot10^{-3}$—$1\cdot10^{-2}$ м^2, а максимальные — $5\cdot10^{-2}$—0,1 м^2.

Отливки из медных сплавов имеют в 1,1—1,5 раза меньшую толщину стенок по сравнению с аналогичными отливками из сплавов на основе титана и никеля. Это обусловлено худшей жидкотекучестью титановых и никелевых сплавов. Поскольку внутренние стенки отливки охлаждаются более медленно, чем внешние, то толщина внутренних стенок составляет 0,8—0,9 толщины наружных.

При литье под давлением мелкие отливки (размеры поверхности $9\cdot10^{-6}$—$2{,}25\cdot10^{-4}$ м^2) из алюминиевых и цинковых сплавов могут иметь более тонкие стенки (0,15—0,5 мм) по сравнению с размерами, приведенными в табл. 16.10. Данный метод литья не позволяет иметь толщину стенок отливки больше 5 мм из-за опасности возникновения в них воздушных включений и усадочных пустот.

Таблица 16.9. **Показатели технологичности конструкции литой детали**

Объект оценки	Критерий оценки	Показатель технологичности
Конструкция отливки	Компактность и оптимальная геометрия отливки	Наличие простых геометрических форм. Минимально возможные габариты. Минимально допустимая толщина стенок. Проектирование открытых внутренних полостей или соединение смежных полостей окнами. Конструирование отливок с учетом правила вписанных окружностей
Сплав	Свойства сплава	Физико-химические: температуры плавления и полиморфного превращения, модуль упругости, химический и фазовый состав и др. Технологические: литейные (жидкотекучесть, усадка, ликвация), свариваемость, обрабатываемость резанием и др. Специальные (эксплуатационные): износостойкость, жаропрочность, коррозионная стойкость и др.
	Термическая обработка	Возможность проведения упрочняющей термической обработки
Способ литья	Характеристика способа литья	Габаритные размеры отливки. Сложность формы отливки. Применимость для различных сплавов. Длительность технологического цикла. Коэффициент использования металла (КИМ). Стоимость оснастки. Возможные дефекты литья. Производительность. Преобладающие типы серийности производства
	Обеспечение качества отливки	Точность размеров и массы отливок. Качество (шероховатость) поверхности отливок. Минимальная толщина стенки отливки. Величина припуска на механическую обработку отливок. Гарантированные плотность, структура и механические свойства отливок
Обработка резанием	Состав сплава	Взаимодействие обрабатываемого сплава с инструментом (налипание) и окружающей средой (окисление). Режим резания
	Форма отливки	Расположение отверстий, приливов и баз для механической обработки. Допустимая последовательность обработки. Коэффициент необработанной поверхности (КНП).

Объект оценки	Критерий оценки	Показатель технологичности
Методы контроля качества отливок	Неразрушающие методы.	Измерение твердости. Анализ макроструктуры. Люминесцентный и рентгеновский (просвечивающий) анализ. Контроль размеров детали после обработки резанием
	Разрушающие методы*	Определение химического и фазового составов отливки. Определение механических свойств.

* Контроль осуществляется на образцах.

Таблица 16.10. **Влияние способа литья и состава сплава на диапазон минимальных толщин стенок отливок**

Способ литья	Сплавы на основе				
	Al	Mg	Cu	Sn—Pb	Zn
	Минимальная толщина стенок отливок, мм				
В оболочковые формы	2,5—7	2,5—6	2,5—6	1,5—4	2—5
В кокиль	3—12	3—12	4—12	—	3—8
По выплавляемым моделям	1,5—3,5	1,8—3,5	1,8—4	1,5—4	1—3
Под давлением	1—4	1,3—4	1,5—3,5	1,2—3	0,8—3

Если в тонкостенных отливках снижается жесткость, то в них необходимо предусматривать специальные ребра жесткости и перегородки.

· **Выполнение сопряжений и переходов.** Отливка должна иметь (по возможности) плавно изменяющуюся толщину стенки, ибо в местах резкого их утолщения могут возникать дефекты усадочного характера (пористость, трещины, усадочные раковины). Сопряжения стенок различной толщины выполняются плавными переходами (рис. 16.2), при этом толщины стенок не должны отличаться более чем в 4 раза. Если сопрягаемые стенки отличаются по толщине менее чем в 2 раза, то переход между ними выполняют в виде галтели с радиусом *r* (рис. 16.2, *а*). Сопряжение же стенок с толщинами, отличающимися друг от друга более чем в 2 раза, выполняют в виде клина с галтелями (рис. 16.2, *б*). У отливок из чугуна и легких цветных металлов

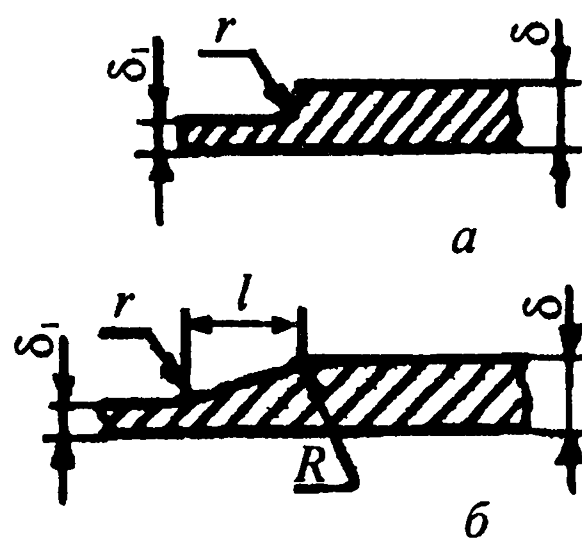


Рис. 16.2. Виды сопряжения двух стенок различной толщины:
а — $\delta / \delta_1 < 2$, *б* — $\delta / \delta_1 \geq 2$

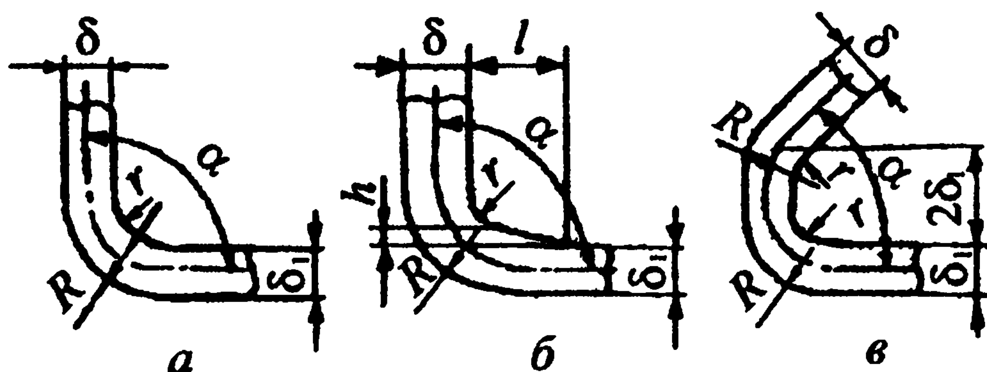


Рис. 16.3. Формы углового сопряжения:
а — $\delta_1 \leqslant \delta \leqslant 1{,}25\delta_1$, $\alpha \geqslant 75°$, $R = r + \delta$; *б* — $\delta > 1{,}25\delta_1$, $\alpha \geqslant 75°$, $R = r + \delta_1 + h$; *в* — $\delta_1 \leqslant \delta \leqslant 1{,}25\delta_1$, $\alpha < 75°$, $R = r + \delta_1$

длина переходной части $l \geqslant 4(\delta - \delta_1)$, а у отливок из стали и медных сплавов $l \geqslant 5(\delta - \delta_1)$; радиусы $R = (\delta + \delta_1)/2$ и $r = (\delta + \delta_1)/4$.

Правила выполнения угловых и тавровых сопряжений приведены соответственно на рис. 16.3 и 16.4. Величины h и l определяют по табл. 16.11.

Таблица 16.11. **Определение значений h и l в зависимости от δ/δ_1**

δ/δ_1	< 1,25	1,25—1,8	1,8—2,5	>2,5
h	0	$\delta - \delta_1$	$0{,}8(\delta - \delta_1)$	$0{,}7(\delta - \delta_1)$
l	$l \geqslant 5h$ (стали и Cu-сплавы); $l \geqslant 4h$ (чугуны и Al, Mg-сплавы)			

Радиусы галтелей в отливках при литье в песчаные и оболочковые формы, а также в формы, изготовленные по выплавляемым моделям, выполняют равными примерно половине толщины сопрягаемых стенок (при небольшой их толщине), но не менее 1—2 мм; при литье в кокиль — равными полусумме толщин; при литье под давлением — 1/3 суммы толщин сопрягаемых стенок. Выбранный радиус закругления сравнивают со значениями ряда чисел (согласно ГОСТ 10948—64), т. е. 1, 2, 3, 5, 8, 10, 16, 20, 25, 32, 40 и принимают равным ближайшему числу. В одной отливке рекомендуется иметь минимальное число значений радиусов.

Требования к пересечениям ребер жесткости и стенок отливок. Необходимые для упрочнения конструкции ребра жесткости вызывают местные

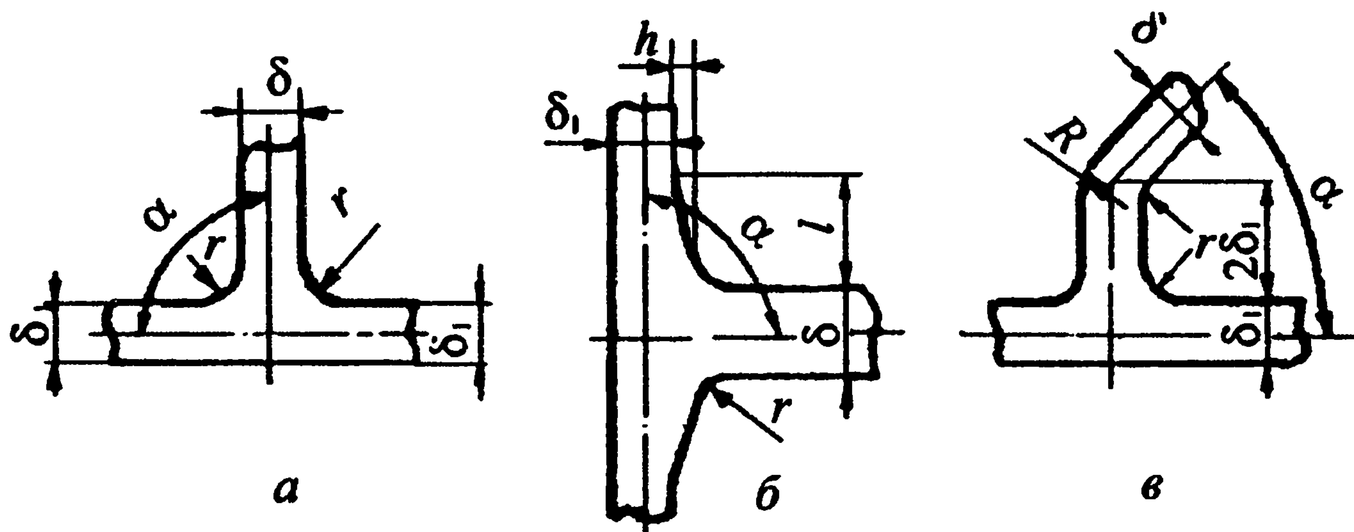


Рис. 16.4. Формы таврового сопряжения:
а — $\delta_1 \leqslant \delta \leqslant 1{,}25\delta_1$, $75° \leqslant \alpha \leqslant 105°$; *б* — $\delta > 1{,}25\delta_1$, $75° \leqslant \alpha \leqslant 105°$; *в* — $\delta_1 \leqslant \delta \leqslant 1{,}25\delta_1$, $\alpha < 75°$, $R = r + \delta$

скопления металла, приводящие к образованию усадочных дефектов. Разгрузку узлов скопления металла в данном случае осуществляют применением различного типа сопряжений, в том числе шахматного и кольцевого пересечений ребер (рис. 16.5, *а*, *б*). Так, при пересечении в одной линии нескольких ребер делают центральное кольцевое ребро, к которому затем присоединяют радиальные ребра (рис. 16.5, *б*).

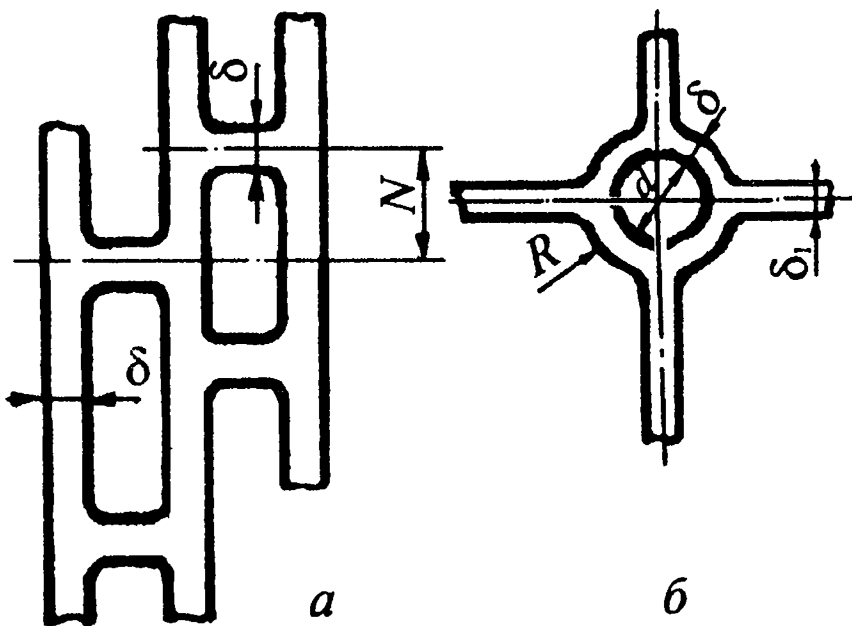


Рис. 16.5. Шахматное (*а*) и кольцевое (*б*) пересечения ребер и перегородок ($N \geqslant 2\delta$, $d = 4\delta$)

Выполнение пазов, полостей, отверстий. Направленное затвердевание отливок исключает возможность образования усадочных раковин и пористости. Этот процесс реализуется, если отливки конструируют с учетом правила вписанных окружностей (рис. 16.6). Предупредить образование усадочных раковин из-за местного скопления металла можно также путем выравнивания толщин стенок (рис. 16.7), формирования в отливках специальных полостей, пазов (рис. 16.8), отверстий. Допускаемые размеры отверстий, получаемых в отливке, определяются типом отверстий (сквозное или глухое), составом сплава и способом литья. Минимальный диаметр литого отверстия *d* возрастает с увеличением его глубины *h*. Зависимость между диаметром отверстий в отливках, получаемых литьем под давлением, и их максимальной глубиной представлена в табл. 16.12.

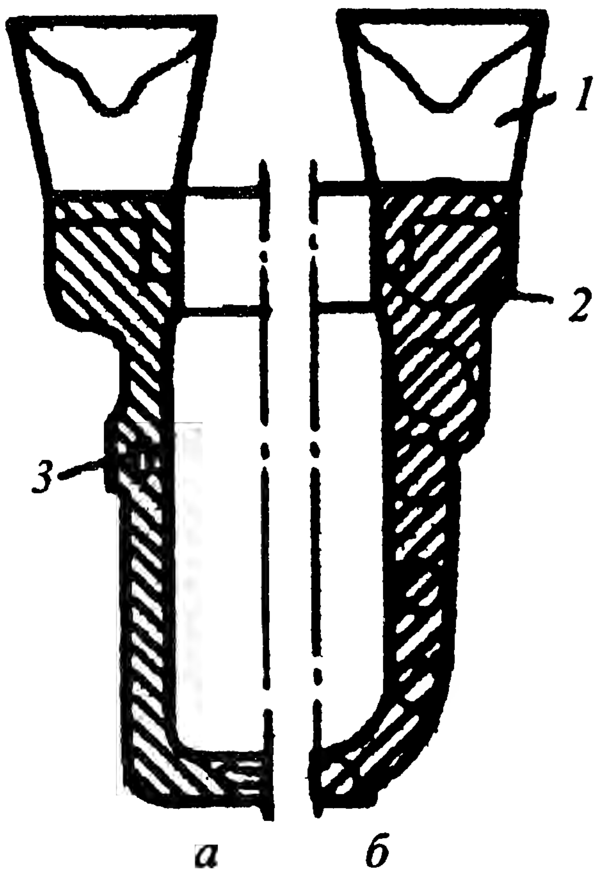


Рис. 16.6. Конструирование отливки без учета (*а*) и с учетом (*б*) правила вписанных окружностей:
1 — прибыль; *2* — контрольные окружности; *3* — усадочная раковина

Таблица 16.12

Тип отверстия	Диаметр отверстия, мм	
	≤ 3	> 3
	Глубина отверстия, мм	
Глухие	2*d*	3*d*
Сквозные	3*d*	4*d*

Выполнение надписей на отливках. Надписи на наружных и внутренних поверхностях отливок получают в процессе литья. Наиболее оптимальным (исходя из экономичности технологического процесса и обеспечения долговечности надписей) является способ

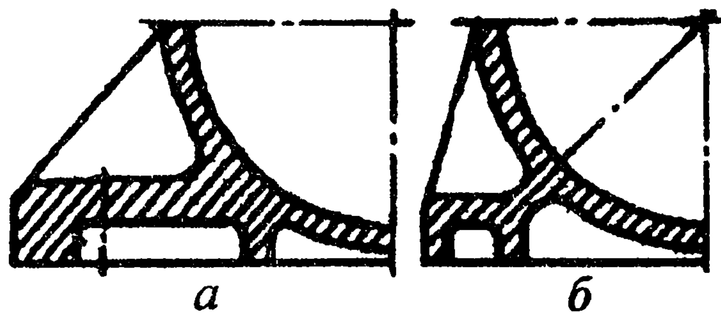


Рис. 16.7. Разновидности конструкции отливки: *а* — с разнотолщинными стенками (с местным скоплением металла); *б* — с выровненными по толщине стенками (без местного скопления металла)

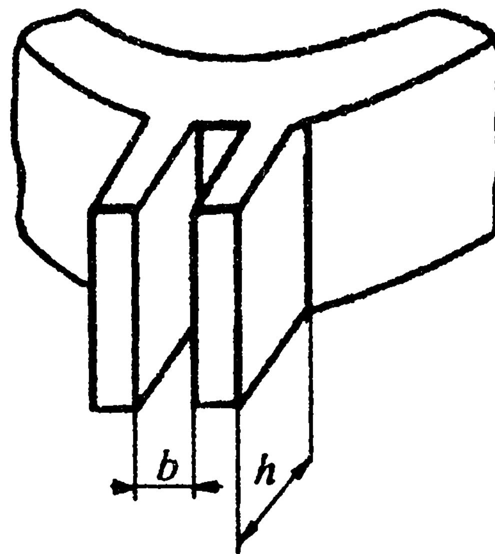


Рис. 16.8. Паз в литой детали ($h \leqslant 2b$ при $b \geqslant 1$ мм)

формирования буквенных обозначений на отливке с выпуклым выступающим шрифтом (рис.16.9, *а*). Надписи также можно размещать в углублениях (рис. 16.9, *б*), если выступающие надписи по каким-либо причинам не допускаются. Самым трудоемким является исполнение надписей заглубленным шрифтом (рис. 16.9, *в*).

Окантовки (буртики), перемычки, выступы, бобышки выполняются по краям окон и отверстий для их усиления и исключения появления в отливках трещин. Ширина перемычек между окнами зависит от размеров отливок:

Наибольший размер отливки, мм	До 125	250—500	750—1000	1500—2000
Минимальная ширина перемычки, мм	30	40	75	100

Соотношение размеров толщин стенок отливки и буртиков при специальных методах литья показано на рис. 16.10.

При литье в кокиль, под давлением и в керамические формы, изготовленные по выплавляемым моделям, высота выступа (или бобышки) $h = (4—6)d$ или $h \geqslant 2{,}5\delta$ (рис. 16.11, *а, б*). При этом толщина стенки выступа зависит от толщины стенки отливки: $\delta_1 = (1-1{,}5)\delta$, $B = 2{,}25d$.

Форма отверстий в отливках (наличие скругленных кромок, бобышек) существенно влияет на их прочность. Так, например, прочность стенки с отверстием, представленной на рис. 16.10, *б*, равна 80% от прочности той же стенки без отверстия, принятой за 100%. Если же в данном отверстии дополнительно скруглить кромки, то прочность этой стенки с отверстием возрастет с 80 до 89%.

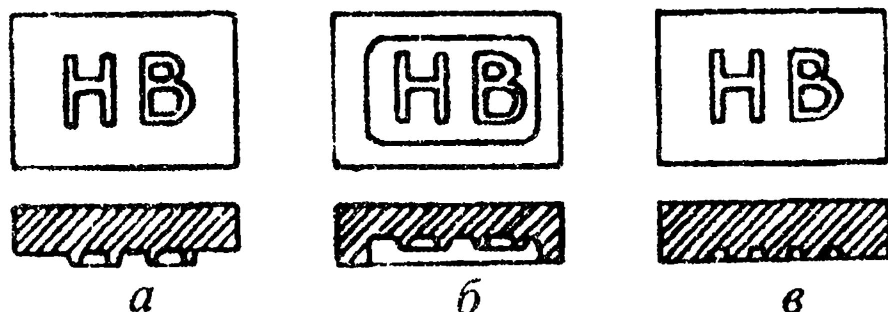


Рис. 16.9. Варианты шрифтов для буквенных обозначений на литых деталях: *а* — выпуклый, выступающий, *б* — выпуклый, расположенный в углублении, *в* — заглубленный

Уклоны (конусность) на отливках необходимы для облегчения съема полуформ. Их

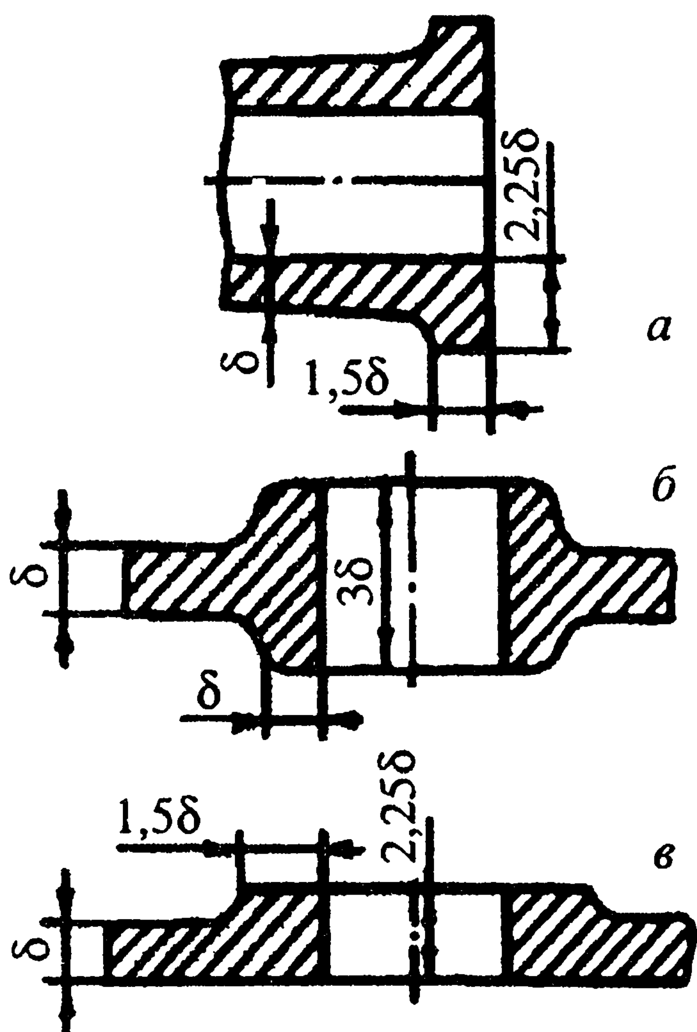


Рис. 16.10. Влияние места расположения буртиков и отверстий в отливке на соотношение их размеров:
а — на торце цилиндра, *б* и *в* — двустороннее (*б*) и одностороннее (*в*) расположение на плоской стенке

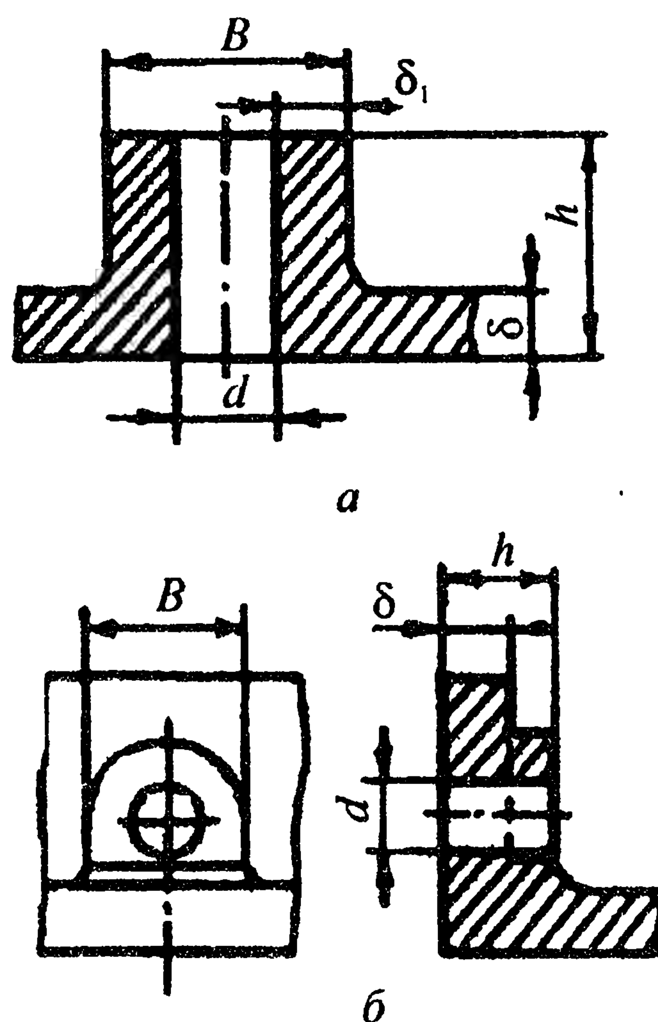


Рис. 16.11. Варианты расположения в отливке различных по форме выступов (бобышек) с отверстиями:
а — на плоской стенке, *б* — в углу

выполняют путем увеличения, уменьшения или одновременного уменьшения и увеличения толщины стенки отливки (рис. 16.12, *а*—*в*). Уклоны задают в градусах, миллиметрах или процентах от толщины *h* вертикальной стенки отливки. Например, при литье в кокиль наружные уклоны *а* для сплавов цветных металлов составляют 1—2,5% от *h*, а внутренние — 3—7%. Литейные уклоны отливок, получаемых литьем под давлением, обычно составляют α = 10—30' для наружных поверхностей и α = 30'—2° для внутренних. В зависимости от толщины вертикальной стенки уклоны для необрабатываемых поверхностей можно давать как «в плюс» (при толщине стенки до 3 мм), «в плюс-минус» (при *h* = 3—6 мм), так и «в минус» (при *h* > 6 мм). После механической обработки вертикальных стенок уклоны всегда дают «в плюс».

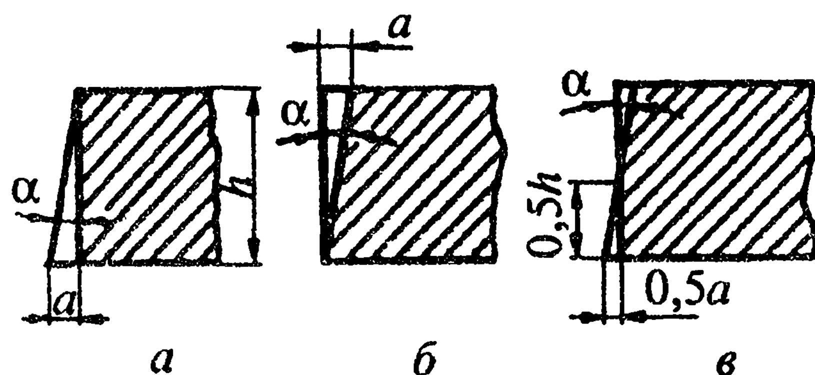


Рис. 16.12. Варианты уклонов (конусности) на отливках:
а — «в плюс», *б* — «в минус»; *в* — «в плюс-минус»

Анализ влияния конструкционных показателей на технологичность и свойства литой детали позволяет сделать некоторые выводы.

Компактность и оптимальная геометрия отливки достигаются прежде

всего уменьшением габаритов отливки. Это позволяет использовать оснастку меньших размеров и менее мощное оборудование.

Более простая конфигурация (геометрическая форма) отливки способствует повышению ее точности. С другой стороны, чем проще геометрическая форма отливки, тем меньше стоимость модельной оснастки и общая трудоемкость процесса литья. Расчленение конструкции отливки на отдельные более простые сборные элементы создает новые возможности для механизации и автоматизации производства.

Конструирование отливок с учетом правила вписанных окружностей способствует направленному затвердеванию отливки и тем самым уменьшению опасности образования усадочных и шлаковых раковин.

С уменьшением необходимой толщины стенок отливки снижается вероятность возникновения в ней недоливов, спаев и раковин. Выравнивание толщины стенок с устранением местных утолщений, плавный переход от одних толщин к другим с помощью сопряжений и галтелей, повышение жесткости конструкции отливки созданием угловых ребер — все это способствует уменьшению внутренних напряжений, а следовательно, и вероятности возникновения коробления, трещин и усадочной пористости. В то же время замена в литой детали горизонтальных поверхностей наклонными снижает возможность возникновения в ней газовых, песчаных и шлаковых раковин.

Размещение базовой поверхности в одной части формы (лучше — в нижней) способствует повышению точности отливки.

Правильный выбор состава литейного сплава, режимов и метода литья приводит к увеличению точности отливки, а также повышению ее механических и специальных свойств.

16.3. Сравнительная оценка способов литья и рекомендации по их выбору

Разработка процесса изготовления отливки начинается с анализа технологичности конструкции детали с учетом факторов и требований, изложенных в § 16.1 и 16.2. При выборе способа изготовления отливки определяющими факторами являются как технические требования, предъявляемые к изделию, так и технико-экономические показатели (КИМ, себестоимость детали в изготовлении, экономически оправданная серийность и др.), учитывающие расход металла, стоимость оборудования и технологической оснастки. Важную роль при выборе способа литья играет серийность производства. Размер серии и тип производства в зависимости от массы отливок можно определить по табл. 16.13. В единичном, мелкосерийном и серийном производствах отливки часто изготавливаются литьем в песчаные формы, по

Таблица 16.13. **Данные по годовому выпуску отливок в зависимости от их массы и серийности производства**

Тип серийности производства	Масса отливки*, кг						
	<20	20—100	101—500	501—1000	1001—5000	5001—10000	> 10000
	Годовой выпуск отливок одного наименования, шт.						
Единичное	< 300	< 150	<75	<50	<20	< 10	<5
Мелкосерийное	300—3000	150—2000	75—1000	50—600	20—100	10—50	5—25
Серийное	3000—35000	2000—15000	1000—6000	600—3000	100—300	50—150	25—75
Крупносерийное	35000—200000	15000—100000	6000—40000	3000—20000	300—4000	150—1000	> 75
Массовое	> 200000	> 100000	> 40000	> 20000	> 4000	> 1000	—

* Отливки по массе подразделяют на мелкие (до 100 кг), средние (101—1000 кг), крупные (1001—5000 кг) и очень крупные (свыше 5000 кг).

выплавляемым моделям. В крупносерийном и массовом производствах применяют литье под давлением, в кокиль, в оболочковые формы, центробежное литье, литье в сырые песчаные формы, изготавливаемые на формовочных машинах или автоматических линиях, и др. В таблице 16.14 приводятся данные для выбора способа литья в зависимости от требований к отливкам (габариты отливок, точность их размеров, чистота поверхности), а также возможностей способа литья (серийность производства, коэффициент использования металла, процент выхода годных изделий, себестоимость процесса литья). При выборе способа литья надо обязательно учитывать его возможности по обеспечению нужной конфигурации отливки, требуемого качества структуры металла и уровня механических и специальных эксплуатационных свойств. Важно, чтобы способ литья мог обеспечить качественное литье из выбранного конструктором сплава, а также проведения (если есть необходимость) последующей термической обработки отливок. Эти вопросы рассматриваются подробно в гл. 13—15. Естественно, что в табл. 16.13 и 16.14 сведены обобщенные сугубо ориентировочные данные с большим диапазоном разброса характеристик, без учета свойств выбранного литейного сплава и режима процесса литья конкретной детали. Так, минимальные толщины стенок отливок, представленные в табл. 16.14, можно получать лишь на сплавах с оптимальными физико-химическими и литейными свойствами. Иначе эти значения будут существенно больше. При этом приведенные в табл. 16.4 характеристики точности размеров и качества поверхности отливок не являются свидетельством наивысших достижений способа, а скорее

Таблица 16.14. Технические возможности и сравнительные показатели различных способов литья

Показатель	Способ литья[1]					
	П	Д	К	В	О	Ц
Максимальная масса отливок, кг	250000	50	2000	100	200	50000
Максимальный размер отливки, м	20	1,2	2	1	1,5	10
Минимальная толщина стенки отливки, мм	3	0,5	2,2	0,5	1,5	4
Класс размерной точности отливок[2]	5—16	3т—9	5т—13	3т—11	7т—15	6—15
Квалитет по ГОСТ 25346—89[3]	13	11	12—13	11	14	13—14
Степень точности поверхности отливки[2]	7—22	2—11	4—14	3—13	6—17	4—14
Шероховатость поверхности[2] (R_a), мкм	8—100[4]	2,5—20	4—40	3,2—32	6,3—80	4—40
Минимальный припуск на обработку (на сторону)[2], мм	0,3—6	0,2—0,5	0,3—1	0,1—0,6	0,4—2	0,3—1
Литейные уклоны, град	0,5—3	0,5—1	0,5—1,2	1—2	1—2	3—6
Коэффициент использования металла, %	60—70	90—95	75—80	90—95	80—95	70—90
Выход годного, %	30—50	50—65	40—60	30—60	50—60	90—100
Относительная себестоимость 1 т отливок	1,0	1,8—2	1,2—1,5	2,5—3	1,5—2,0	0,6—0,7
Экономически оправданная серийность, шт.	Без огр.	1000	400—800	1000	200—500	100—1000
Преобладающие типы серийности производства[5]	Ед, Мс, С, Кс	Кс, Мас	С, Кс, Мас	Ед, Мс, С	С, Кс, Мас	С, Кс, Мас
Преобладающие разновидности (группы) отливок по массе[6]	М, Ср, Кр, Окр	М	М, Ср	М	М, Ср	М, Ср, Кр, Окр

[1] Способы литья. П — в песчаные формы, Д — под давлением, К — в кокиль, В — по выплавляемым моделям, О — в оболочковые формы, Ц — центробежное литье.

[2] Согласно ГОСТ 26645—85 с изменением №1, 1989 г.

[3] Номер квалитета (ГОСТ 25346—89) определялся по классу наибольшей размерной точности отливки (ГОСТ 26645—85) для каждого способа литья путем сопоставления значений допусков.

[4] Более 100 мкм.

[5] Ед — единичное, Мс — мелкосерийное, С — серийное, Кс — крупносерийное, Мас — массовое.

[6] М — мелкие, Ср — средние, Кр — крупные, Окр — очень крупные.

лишь гарантированными ГОСТом оценочными параметрами. Например, при литье по выплавляемым моделям шероховатость поверхности отливок в ряде случаев может достигать R_a = 1,25 мкм (при гарантированных ГОСТ 26645—85 R_a = 3,2 мкм), а точность размеров соответствовать 8—10-му квалитетам при гостированном классе размерной точности 3т, эквивалентном 11-му квалитету (по ГОСТ 25346—89). В то же время в ГОСТ 26645—85 проводится определенная градация по группам сплавов, материалу литейных форм, размеру отливок, использованию термической обработки и т. д. (см. § 16.1). Трудность выбора способа литья вызвана тем, что нередко отливка может быть изготовлена сразу несколькими способами, которые обеспечивают требуемые свойства литой детали. В этом случае решающими факторами, обусловливающими выбор рационального способа литья, являются серийность производства и экономичность процесса. Эти факторы (см. табл. 16.13 и 16.14), наряду с техническими характеристиками способа литья, могут помочь правильно выбрать технологический процесс литья.

Контрольные вопросы

1. Каковы основные требования к отливкам?
2. Как оценивается качество поверхности отливок?
3. В чем сущность специальных требований к отливкам?
4. Какую конструкцию отливки называют технологичной?
5. Как обеспечивается оптимальная геометрия отливки и ее элементов?
6. Какие способы литья позволяют получать крупногабаритные отливки?

Раздел 3. Обработка металлов давлением

Глава 17. Физико-механические основы обработки металлов давлением

17.1. Понятие о механизме пластического деформирования при обработке давлением

Формообразование обработкой давлением основано на способности заготовок из металлов и других материалов изменять свою форму без разрушения под действием внешних сил. Обработка давлением — один из прогрессивных, экономичных и высокопроизводительных способов производства заготовок в машино- и приборостроении. Почти 90% всей выплавляемой стали и 60% цветных металлов и сплавов подвергают тем или иным способам обработки давлением — прокатке, прессованию, волочению, ковке, объемной или листовой штамповке.

Обработкой давлением могут быть получены заготовки или детали из материалов, обладающих пластичностью, т. е. способностью необратимо деформироваться без разрушения под действием внешних сил. Нарушение сплошности строения материала деформируемой заготовки в большинстве случаев недопустимо и приводит к браку.

Установлено, что в монокристаллах пластическая деформация происходит под действием касательных напряжений, вызывающих скольжение атомарных плоскостей друг относительно друга — явление сдвига. Плоскости скольжения характеризуются наиболее плотной упаковкой атомов в направлениях, по которым межатомные расстояния минимальны. Поэтому сдвиг атомов в этих плоскостях приводит к минимальным нарушениям правильности их расположения, а следовательно, смещение может быть осуществлено при наименьших напряжениях. Чем больше таких плоскостей в кристалли-

тах, тем более пластичен металл. Одной из главных причин, определяющих плоскости скольжения, является наличие в них дислокаций. Перемещаясь под действием сил вдоль плоскости скольжения последовательно за счет единичных перемещений атомов, дислокации способствуют снижению напряжений, при которых начинается процесс пластического деформирования, и, кроме того, существенно увеличивают пластичность металла. После окончания процесса скольжения по одной или нескольким плоскостям, что означает, как правило, выход дислокаций, расположенных в этих плоскостях, за границу кристаллита, начинается процесс скольжения в других плоскостях, где сопротивление было более высоким. Усилие деформирования будет возрастать по мере включения в процесс скольжения новых плоскостей со все более высоким уровнем сопротивления движению дислокаций.

Таким образом, механизм пластического деформирования скольжением при обработке давлением можно представить как лавинообразный процесс движения дислокаций вдоль плоскостей скольжения под влиянием сдвиговых напряжений (см. гл. 1).

Другой механизм пластической деформации — двойникование, или двойниковый сдвиг — чаще всего встречается в металлах и сплавах, имеющих гексагональную или объемно центрированную кубическую решетку. В отличие от обычного сдвига двойниковый совершается только раз и не приводит к значительным пластическим деформациям. Однако вместе с ним появляются дополнительные очаги сдвиговой деформации по механизму обычного скольжения (подробнее см. гл. 1).

Именно возможностью сочетания двойникования и сдвига объясняется высокая пластичность меди, аустенита, серебра, α-латуни, цинка, магния и др.

Процессы, происходящие при деформировании поликристаллических тел, в которых кристаллиты разделены границами и имеют плоскости скольжения, различно ориентированные в пространстве, значительно более сложны, так как в поликристаллическом теле деформация одного, отдельно взятого зерна практически невозможна. Любое перемещение атомов в результате скольжения или двойникования обязательно вызывает соответствующие групповые перемещения по границам зерен или в самих соседних зернах.

Механизм деформирования поликристаллического тела при обработке давлением можно представить в такой последовательности. Вначале под действием приложенных сил начинается сдвиговая пластическая деформация в зернах, плоскости скольжения которых совпадают или близки вектору максимальных касательных напряжений, а также по плоскостям, плотность дислокаций в которых максимальна. Затем последовательно в процесс включаются плоскости, сопротивление сдвигу которых более высокое. Одновременно происходит смещение и поворот соседних зерен, т. е. переориентация их в пространстве и по отношению к действующим силам. Зерна,

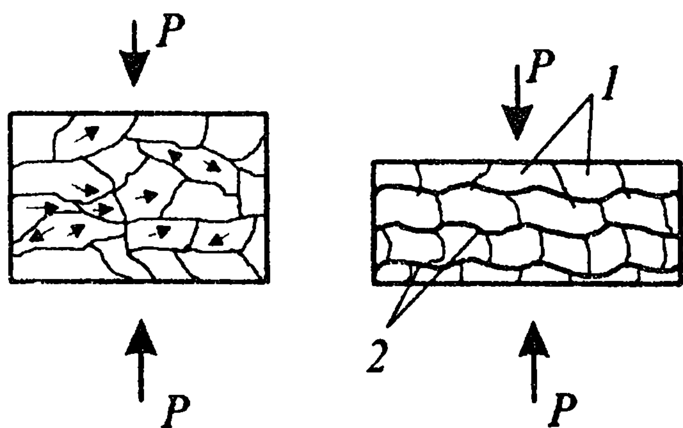


Рис. 17.1. Схема развития пластической деформации и переориентировки зерен:
1 — строчки, *2* — волокна

переориентированные в положения, благоприятные для деформирования, включаются в этот процесс, вызывая поворот других, соседних с ними зерен, и т. д.

Одновременно со сдвигом протекают и процессы двойникования. В результате структура металла, подвергнутого значительным пластическим деформациям, характеризуется вытянутыми зернами, ориентированными в направлении интенсивного течения металла (рис. 17.1).

17.2. Основные параметры, характеризующие пластическую деформацию при обработке металлов давлением

При пластическом деформировании металлов нужная форма заготовки достигается перемещением частиц металла в новое положение при условии их устойчивого равновесия. При этом первоначальная масса металла, претерпевшего формообразования, остается постоянной. Так как процесс деформирования совершается с непременным приложением растягивающих или сжимающих сил, то плотность материала при этом несколько изменяется, как правило, увеличивается. Особенно это заметно при начальных стадиях обработки давлением исходного литого материала. При деформировании устраняются неплотности, возникшие в металле в процессе затвердевания из жидкой фазы. При дальнейшем деформировании, а также при деформировании металла после прокатки изменение плотности весьма незначительно. Более того, при деформировании холодного металла происходит интенсивное внутри- и межзеренное скольжение, механическое разрушение кристаллитов, что приводит к появлению микропустот в объеме металла и уменьшению плотности (0,1—0,2%).

Таким образом, если рассматривать обработку давлением как формообразующую обработку уже продеформированного (не литого) металла, то можно считать объем, взятый для обработки, неизменным. В теории обработки металлов давлением данное положение называют условием постоянства объема.

Если первоначальный объем заготовки в форме прямоугольного параллелепипеда был равен *HBL*, то после деформации (формоизменения) при условии постоянства объема действительно равенство

$$HB_1L_1 = hB_2L_2 \text{ или } \frac{H}{h} = \frac{B_2}{B_1} = \frac{L_2}{L_1},$$

где H/h — уковка или высотная деформация; B_2/B_1 — поперечная деформация или уширение; L_2/L_1 — вытяжка.

Сумма смещенных объемов пластически деформированного тела по трем взаимно перпендикулярным направлениям равна нулю. Иногда для характеристики степени пластического деформирования при обработке давлением пользуются значениями абсолютных величин Δh, ΔB, ΔL или чаще относительными оценками:

$$\frac{H-h}{H}; \ \frac{B_2-B_1}{B_1}; \ \frac{L_2-L_1}{L_1}.$$

Разность размеров до и после обработки может быть отнесена к первоначальной исходной или конечной величине, например $\frac{H-h}{H}$, что нередко используется на практике. При необходимости получить большую величину деформации ее проводят за несколько операций. В этом случае суммарная деформация определяется как произведение деформаций в нужном направлении после каждой операции. Таким образом, суммарная вытяжка после n операций определится как

$$\mu_z = \mu_1\mu_2\mu_3 \ldots \mu_n.$$

17.3. Влияние различных факторов на пластичность металлов и сопротивление пластическому деформированию

Схема напряженного состояния. Напряженное состояние характеризуется схемой главных напряжений в малом объеме, выделенном в деформируемом теле. При всем многообразии условий обработки давлением в различных участках деформируемого тела могут возникнуть следующие схемы главных напряжений (нормально направленных напряжений, действующих во взаимно перпендикулярных плоскостях, на которых касательные напряжения равны нулю) (рис. 17.2): четыре объемных (*а*), три плоских (*б*) и два линейных (*в*). При каждом виде обработки давлением одна из представленных схем является преобладающей.

Прессование, прокатка, горячая объемная штамповка, ковка характеризуются всесторонним неравномерным сжатием. Эта схема нагружения наи-

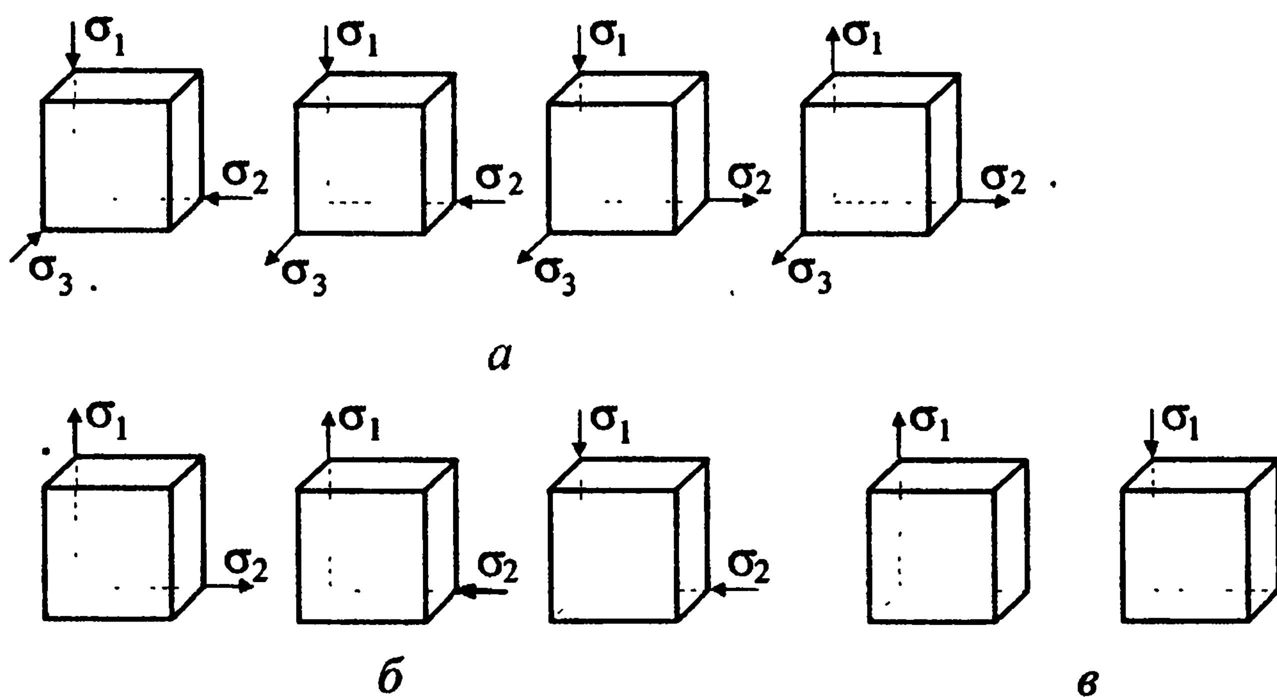


Рис. 17.2. Схемы напряженного состояния:
а — объемное; *б* — плоское; *в* — линейное

более благоприятна с точки зрения достижения максимальной степени пластической деформации.

При листовой штамповке и волочении реализуется схема двустороннего сжатия с растяжением.

В зависимости от действующих сил и соотношения их величин тело испытывает деформацию. Совокупность деформаций, возникающих по различным направлениям в пространстве, обычно называют деформированным состоянием.

Схема главных деформаций может дать представление о характере изменения структуры исходного материала, направлении вытянутости межзеренных границ и зерен. Структура приобретает строчечный характер. Границы зерен, содержащиеся в них загрязнения и неметаллические включения вытягиваются, образуя волокна (см. рис. 17.1). Эти изменения в деформированном металле могут быть обнаружены визуально после травления, так как имеют макроскопические размеры.

Металл после обработки давлением приобретает выраженную анизотропию свойств. При этом прочностные характеристики — временное сопротивление, предел текучести в различных направлениях — изменяются меньше, чем пластические — относительное удлинение, ударная вязкость и даже износостойкость.

Все перечисле́нные характеристики имеют бо́льшую величину в направлении волокон, чем поперек их. Полученную анизотропию свойств целесообразно учитывать, проектируя нагруженные детали, получаемые пластическим деформированием. В отдельных случаях учет этих особенностей позволяет существенно увеличить долговечность работы деталей, а также снизить их массу.

Влияние химического и фазового составов. Различные металлы и их сплавы имеют различные показатели пластичности и неодинаково сопротивляются пластическому деформированию. Однако всегда чистые металлы

имеют большую пластичность, чем их твердые растворы, а однофазные структуры более пластичны, чем двухфазные, особенно если эти фазы отличаются по своим механическим характеристикам. Это же относится и к наличию в металлах труднорастворимых химических соединений.

Любые химические неоднородности, ликвации, растворенные газы существенно снижают способность металла к пластическому деформированию, особенно в области высоких температур.

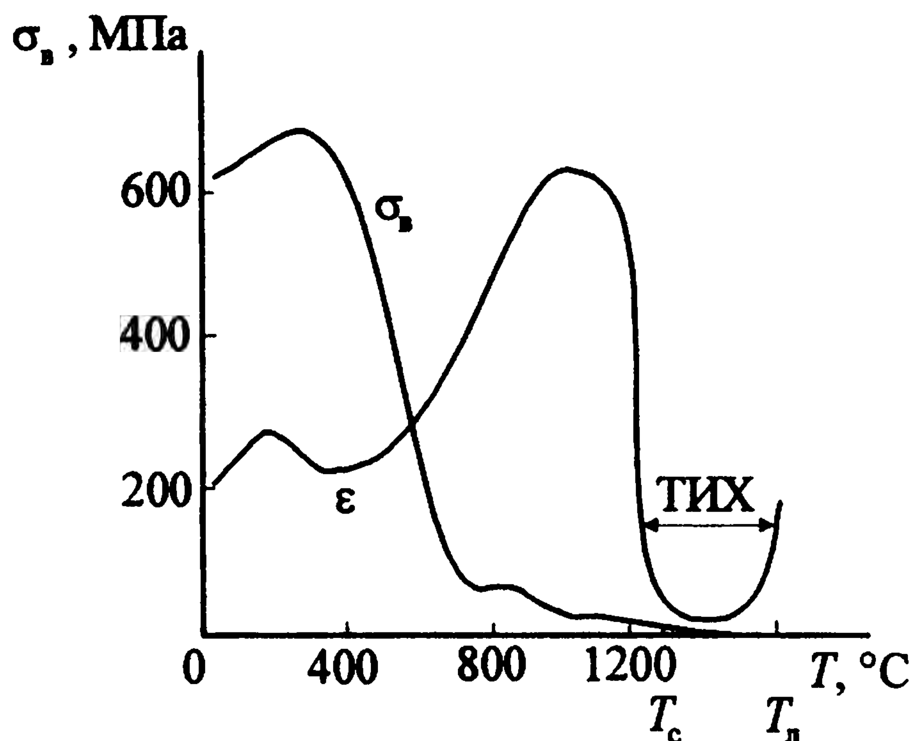


Рис. 17.3. Влияние температуры нагрева стали на ее пластические свойства (ε) и сопротивление пластическому деформированию ($\sigma_в$)

Применительно к железоуглеродистым сплавам следует особенно выделить вредное влияние даже небольших количеств серы и фосфора.

Влияние температуры. При низких температурах пластичность металла уменьшается вследствие уменьшения тепловой подвижности атомов. С повышением температуры пластичность возрастает, а сопротивление деформированию уменьшается (рис. 17.3). Кривые изменения пластичности и прочности не всегда имеют монотонный характер; как правило, в интервале температур фазовых превращений может происходить некоторое повышение прочностных и снижение пластических свойств металлов. Практически все металлы и сплавы в области температур, близких к температуре солидуса, обнаруживают резкое падение пластических свойств — так называемый *температурный интервал хрупкости* (ТИХ). В этом интервале пластические свойства близки к нулевым значениям. Объясняется это тем, что при этих температурах границы зерен и расположенные там межкристаллические прослойки, включающие легкоплавкие примеси, размягчаются или расплавляются и даже небольшая деформация приводит к их разрушению. Чем чище металл, тем меньше протяженность температурного интервала хрупкого состояния и тем ближе он к температуре равновесного солидуса.

Влияние скорости деформирования. Скорость деформирования материала при обработке давлением в значительной степени определяется скоростью перемещения деформирующего инструмента, хотя и не идентична ей. Правильнее было бы под скоростью деформации принимать величину относительного изменения размеров тела в единицу времени в направлении действующей силы, т. е.

$$W_{н} = \frac{v_{ср}}{\Delta h_{ср}},$$

где $v_{ср}$ — средняя скорость инструмента во время деформирования; $\Delta h_{ср}$ — средняя величина деформации.

Обычно средняя скорость деформации для различных процессов обработки давлением изменяется в пределах 10^{-12}—10^{5} $с^{-1}$ (табл. 17.1).

Таблица 17.1. **Средние скорости деформации для различных видов оборудования обработки давлением**

Вид оборудования	Скорость деформации, $с^{-1}$
Прессы:	
гидравлические	0,03—0,06
кривошипные	1,2—5,0
Паровоздушные молоты	10—250
Станы:	
прокатные крупносортные	5—25
толстолистовые	3,5—45
тонколистовые	25—200

Влияние скорости деформации на пластичность металла неоднозначн При обработке давлением в горячем состоянии увеличение скорости дефо мирования понижает пластичность металла. Особенно это сказывается п обработке магниевых и медных сплавов, высоколегированных сталей. Мен заметно отрицательное влияние увеличения скорости деформации при обр ботке алюминиевых сплавов, низколегированных и углеродистых сталей.

При обработке давлением в холодном состоянии увеличение скорости д формации выше некоторых значений приводит к повышению температуры об батываемого металла вследствие выделения значительной теплоты трения плоскостях скольжения, которая не успевает распространиться в пространст Повышение температуры приводит к разупрочнению и повышению пласти ских свойств. Этот эффект может быть очень значительным. Например, при работке давлением с применением взрывных устройств удается получить в лодном металле весьма значительные пластические деформации.

Контрольные вопросы

1. Каков механизм пластического деформирования?
2. Как влияет наличие дислокаций на сопротивление пластическому деформировани
3. При какой схеме нагружения можно получить максимальную величину плас ческой деформации?

4. Как влияет температура нагрева металла на сопротивление деформированию?
5. Какие из химических элементов в железоуглеродистых сплавах наиболее сильно снижают пластические свойства?
6. В области каких температур находится температурный интервал хрупкости (ТИХ) и чем объясняется снижение пластических свойств металла в этом интервале?

Глава 18. Нагрев металла для обработки давлением и нагревательные устройства

18.1. Назначение и режимы термического нагрева

Пластическая деформация может производиться в холодном либо в горячем состоянии металла. В результате холодной деформации прочностные характеристики и твердость с увеличением степени деформации $\varepsilon = \frac{F_н - F_к}{F_н} 100\%$ возрастают, а пластические свойства уменьшаются, вплоть до полного их исчерпания. Объясняется это тем, что с возрастанием деформаций по мере исчерпания возможности скольжения по сдвиговым плоскостям с малым сопротивлением деформированию в процесс вступают новые системы скольжения, требующие все больших напряжений для сдвига. Происходит заклинивание зерен, дисклокации перемещаются на их границы, препятствующие скольжению, а также увеличивается плотность дислокаций. Одновременно с этим заметно изменяются и другие физические свойства металла: электрическое сопротивление, магнитная проницаемость, теплопроводность.

Совокупность изменения свойств металла в результате холодной деформации называют *упрочнением* или *наклепом*. Интенсивность нарастания наклепа по мере увеличения степени деформации неодинакова. В начальный момент деформирования он резко увеличивается, затем интенсивность снижается.

Поликристаллы упрочняются сильнее, чем монокристаллы, металлы с мелкозернистой структурой, твердые растворы наклепываются больше, чем крупнозернистые или чистые металлы.

Наклеп не всегда является отрицательным фактором, затрудняющим процесс получения заготовки пластическим деформированием. Иногда его используют для получения изделия с необходимыми полезными свойствами, часто в

Раздел 3. Обработка металлов давлением

Глава 17. Физико-механические основы обработки металлов давлением

17.1. Понятие о механизме пластического деформирования при обработке давлением

Формообразование обработкой давлением основано на способности заготовок из металлов и других материалов изменять свою форму без разрушения под действием внешних сил. Обработка давлением — один из прогрессивных, экономичных и высокопроизводительных способов производства заготовок в машино- и приборостроении. Почти 90% всей выплавляемой стали и 60% цветных металлов и сплавов подвергают тем или иным способам обработки давлением — прокатке, прессованию, волочению, ковке, объемной или листовой штамповке.

Обработкой давлением могут быть получены заготовки или детали из материалов, обладающих пластичностью, т. е. способностью необратимо деформироваться без разрушения под действием внешних сил. Нарушение сплошности строения материала деформируемой заготовки в большинстве случаев недопустимо и приводит к браку.

Установлено, что в монокристаллах пластическая деформация происходит под действием касательных напряжений, вызывающих скольжение атомарных плоскостей друг относительно друга — явление сдвига. Плоскости скольжения характеризуются наиболее плотной упаковкой атомов в направлениях, по которым межатомные расстояния минимальны. Поэтому сдвиг атомов в этих плоскостях приводит к минимальным нарушениям правильности их расположения, а следовательно, смещение может быть осуществлено при наименьших напряжениях. Чем больше таких плоскостей в кристалли-

Горячая пластическая обработка металлов находит большее применение в промышленности, несмотря на дополнительные затраты в связи с необходимостью иметь специальное оборудование и дополнительные расходы энергии. При горячей деформации нужно поддерживать необходимую температуру в ходе самого процесса обработки давлением, особенно при производстве изделий небольшого объема и с развитой поверхностью. В этом случае задача усложняется в связи с потерей теплоты при контакте с деформирующим инструментом.

Температура нагрева для горячей деформации зависит в первую очередь от природы деформируемого материала — сталь, медные сплавы, алюминиевые сплавы и другие; его химического состава — углеродистая, низколегированная, аустенитная сталь, а также от толщины заготовки. Однако в любых случаях температура нагрева должна быть значительно ниже температуры солидуса сплава. Если металл перегрет, то могут наступить «пережог», выражающийся в интенсивном окислении границ зерен, и, как следствие, охрупчивание металла. Пережог — дефект нагрева, который не может быть исправлен. Длительное пребывание металла при температуре несколько меньшей, чем температура пережога, может привести к значительному росту зерна и снижению пластических свойств заготовки — явление перегрева. В значительном большинстве случаев перегрев может быть исправлен дополнительной термической обработкой.

Температуру начала обработки давлением следует назначать на 50—100 °С ниже температуры солидуса сплава (рис. 18.1). Заканчивать деформирование следует при температуре не ниже $T_{рек}$; деформирование при более низких температурах может привести к образованию трещин вследствие снижения пластичности.

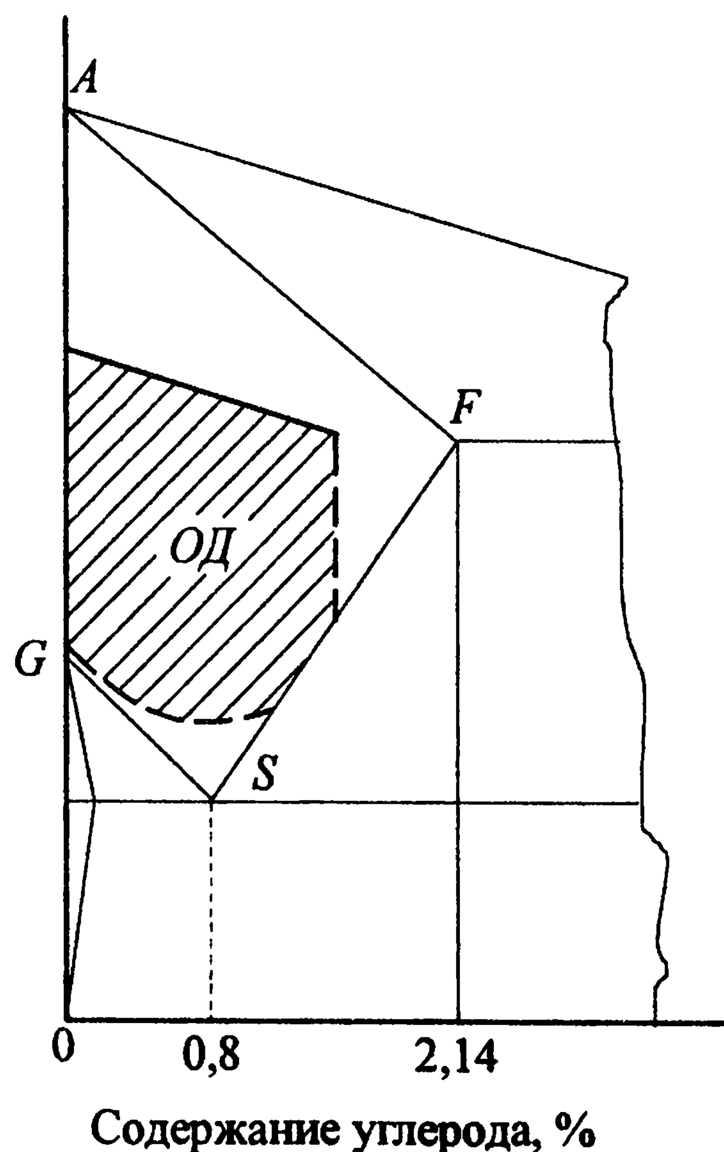


Рис. 18.1. Температурный интервал обработки давлением (ОД) низкоуглеродистых сплавов

В то же время окончание процесса деформирования при температурах выше, чем $T_{рек}$, также нежелательно, так как пребывание при высоких температурах может привести к чрезмерному росту зерна и, следовательно, снижению механических характеристик металла.

Каждый металл и сплав имеет свой строго рекомендованный температурный интервал обработки давлением, определяемый по соответствующему справочнику.

Заготовка должна быть нагрета равномерно по всему сечению. Определяя

режим нагрева, необходимо учитывать теплопроводность металла, его физико-химическое состояние, величину сечения. Особенно это касается высокоуглеродистых легированных и специальных сталей, имеющих низкую теплопроводность и во многих случаях пониженную пластичность при 600—750 °С. Для них нагрев должен быть более продолжителен, чем для более теплопроводных материалов. В противном случае разность температур по сечению нагреваемой заготовки приведет к тому, что тепловое расширение между более нагретыми периферийными слоями и менее нагретыми внутренними вызовет большие напряжения внутри заготовки и появление в ней трещин.

В то же время чем более продолжительным будет нагрев, тем больше будет окислена ее поверхность.

Слой окалины при нагреве углеродистой стали, состоящий из FeO, Fe_2O_3, Fe_3O_4, может составлять 1—2% от массы заготовки. Это приводит не только к значительной потере металла, но и к дополнительным трудностям по предварительной очистке заготовки перед обработкой. Вдавливаясь при обработке давлением в тело заготовки, окалина вызывает необходимость увеличивать припуски на механическую обработку, приводит к преждевременному износу как штампов, так и обрабатывающего инструмента.

Кроме того, поверхность нагреваемого металла претерпевает существенные изменения. Так, например, при нагреве стали толщина обезуглероженного слоя может достигать 1,5—2 мм.

Для уменьшения негативных последствий нагрева иногда применяют так называемый ступенчатый нагрев: заготовки медленно прогревают до 600—700 °С, а затем с большой скоростью до конечной температуры. Для уменьшения окисления металла при нагреве его рекомендуется проводить в нейтральной или восстановительной атмосфере.

18.2. Нагревательные устройства

Оборудование, применяемое для нагрева заготовок перед обработкой давлением, подразделяется на нагревательные печи и электронагревательные устройства.

К нагревательным печам относят оборудование, в котором теплота к заготовке передается конвекцией и излучением из нагревательной камеры. Пол, стены и свод печей выполняются из огнеупорных материалов. Необходимую температуру (до 1300 °С и более) в печах получают сжиганием газообразного или жидкого топлива либо с помощью электрических нагревателей. По принципу действия печи подразделяются на камерные и методические.

К камерным относят печи, имеющие одинаковую температуру по всему рабочему пространству. Загрузку и выгрузку заготовок производят по мере необходимости. Такие печи обычно имеют одно окно.

Методические печи, как правило, вытянутые в одном направлении, имеют загрузочное окно, в районе которого устанавливается относительно невысокая температура, удлиненную камеру печи, по длине которой температура повышается, вплоть до конечной, вблизи у окна выгрузки (рис.18.2, *а*). Нагреваемые заготовки перемещаются с установленной скоростью от загрузочного до окна выгрузки. В методических печах пламенного типа поток нагревающих газов направлен навстречу движению заготовок, что способствует их равномерному нагреву.

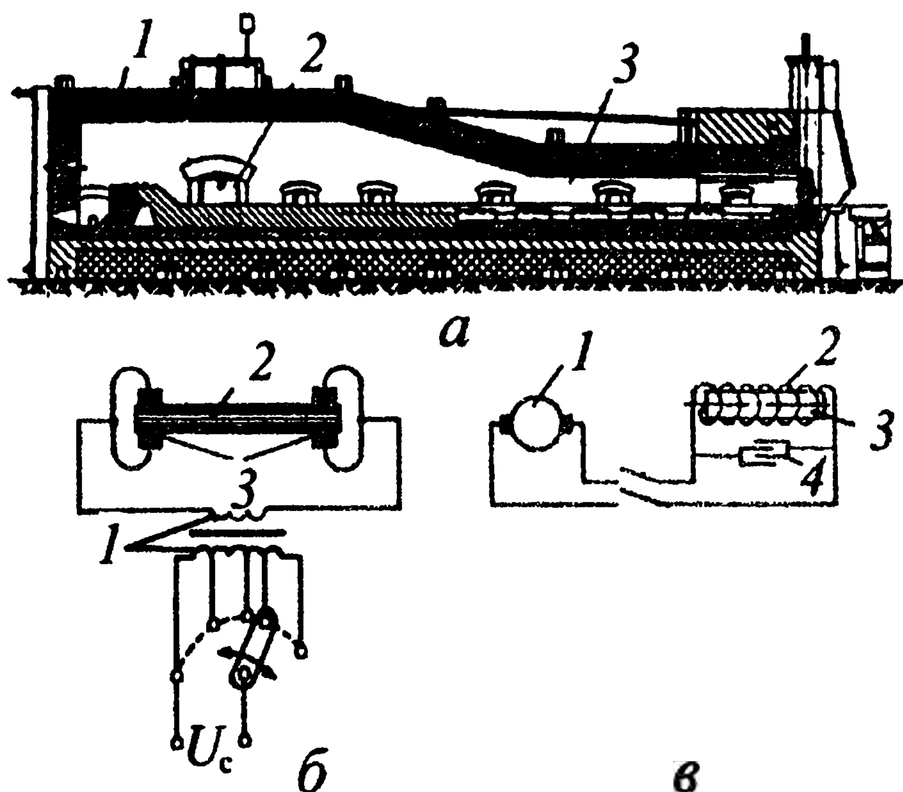


Рис. 18.2. Нагревательные устройства:
а — методическая печь. *1* — наиболее нагретая часть; *2* — выгрузочные и наблюдательные окна; *3* — менее нагретая часть;
б — нагрев проходящим током: *1* — понижающий трансформатор; *2* — нагреваемая заготовка; *3* — токоподводы;
в — установка индукционного нагрева: *1* — генератор высокой частоты; *2* — индуктор; *3* — заготовка; *4* — батарея конденсатора

С целью экономии топлива газы, отходящие из печи, используют для подогрева горючих смесей до 500—900 °С. Это позволяет повысить эффективность работы и экономить до 35% топлива.

В электронагревательных устройствах теплота выделяется непосредственно в самой заготовке в виде теплоты сопротивления при пропускании через нее большой силы тока (рис. 18.2, *б*) либо при возбуждении в ней вихревых токов в специальных индукционных печах (рис. 18.2, *в*).

При нагревании заготовки проходящим током основной частью является трансформатор, обеспечивающий необходимую силу тока. Первичная обмотка его обычно секционирована, что позволяет регулировать в необходимых пределах силу тока нагрева. Вторичная обмотка состоит чаще всего из одного, редко двух-трех витков. Такая конструкция обеспечивает напряжение на зажимах деталей 2—12 В и силу тока до 200—300 тыс. А. Сила тока выбирается исходя из рода материала, сечения нагреваемой заготовки и необходимой скорости нагрева.

Основной частью установки для индукционного нагрева (рис.18.2, *в*), являются генератор повышенной частоты (50—8000 Гц) и собственно индуктор, выполненный в виде многовитковой спирали из медной круглой или прямоугольной трубы. В необходимых случаях индуктор охлаждается проточной водой, подаваемой по внутренней полости. Внутрь спирали помещается корпус камеры,

выполненный из огнеупорного диэлектрического материала. Нагреваемые заготовки помещаются в корпус и перемещаются в нем с помощью толкателя.

По индуктору, подключенному к генератору повышенной частоты, протекает переменный ток, образующий поле индукции. Вследствие этого в заготовках, находящихся в переменном магнитном поле, возникают вихревые токи, сосредоточенные, в основном, в поверхностных слоях заготовки. Толщина нагреваемого слоя зависит от частоты тока; чем она выше, тем более поверхностным и интенсивным будет нагрев. Поэтому для разогрева массивных заготовок иногда применяют промышленную частоту (50 Гц). Глубина прогрева в этом случае может достигать 25—30% от толщины заготовки. Прогрев по всему сечению, т. е. центральной части заготовки, происходит за счет теплопроводности. За время прохождения заготовки от входа в индуктор до выхода должен быть обеспечен нагрев до необходимой температуры.

Нагревательные устройства имеют преимущества перед печами: высокая скорость нагрева (в 10—15 раз выше, чем в печах), почти полное отсутствие окалины (в 4—5 раз меньше), удобство в работе, легкая автоматизация, экологичность. Серьезными их недостатками являются ограничения по габаритам нагреваемых заготовок, требования их постоянного сечения, необходимость для каждого типа и размера заготовки иметь соответствующий индуктор. Кроме того, КПД индукторов относительно невелик.

Контрольные вопросы

1. Какие свойства металла изменяются при деформировании в холодном состоянии?
2. Что такое «возврат»?
3. При каких температурах «возврат» протекает особенно интенсивно?
4. Поясните понятия «холодная», «неполная горячая» и «горячая» деформация. К какому виду относится деформация стали с 0,3% углерода при температуре нагрева до 500 °С?
5. Как осуществляется нагрев металла в методической печи перед обработкой давлением?

Глава 19. Получение машиностроительных профилей

19.1. Прокатное производство

Прокатка — вид обработки давлением, при котором исходная заготовка — слиток или отливка — под действием сил трения непрерывно втягивается между вращающимися валками и пластически деформируется с уменьшени-

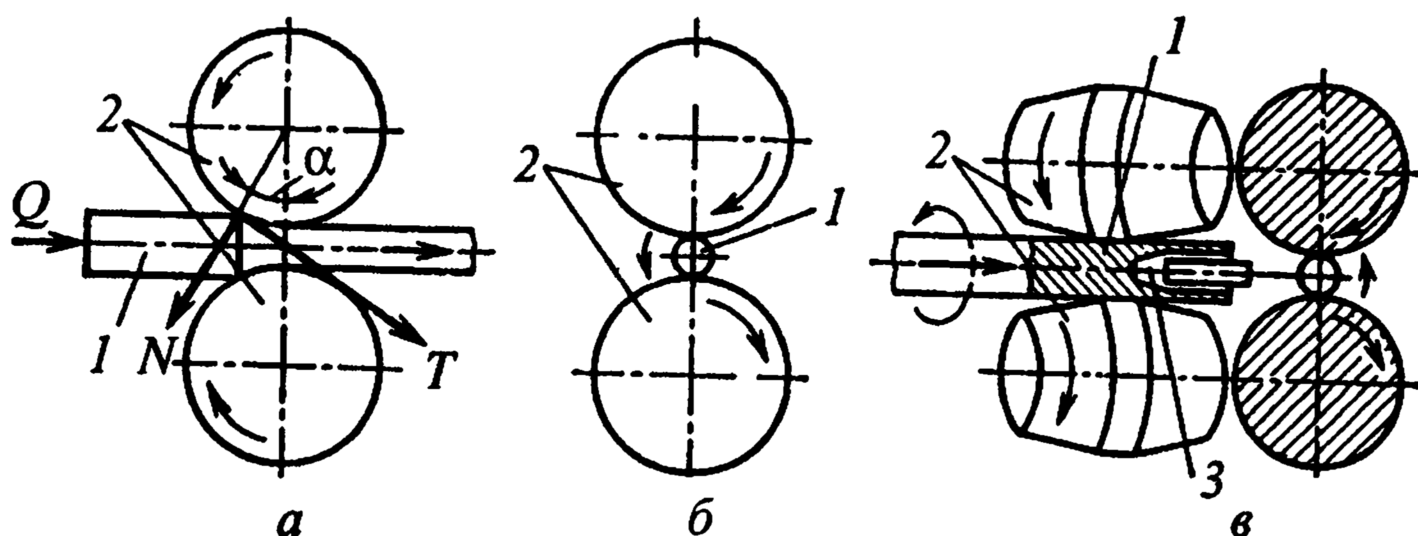


Рис. 19.1. Схема основных видов прокатки:
а — продольная ; *б* — поперечная; *в* — поперечно-винтовая

ем толщины и увеличением длины, а иногда ширины. Прокатке подвергаются почти 90% всей выплавляемой стали и значительная часть цветных металлов. В зависимости от формы и расположения валков и заготовок по отношению к ним различают следующие основные виды прокатки: продольная, поперечная и поперечно-винтовая.

При продольной прокатке (рис.19.1, *а*) заготовка *1* деформируется между двумя валками *2*, вращающимися в разные стороны, и перемещается в направлении, перпендикулярном осям валков.

При поперечной прокатке (рис.19.1, *б*) валки *2* вращаются в одном направлении, а заготовка *1*, имеющая форму тела вращения, перемещается параллельно осям валков и обжимается по образующей с увеличением длины и уменьшением площади поперечного сечения.

При поперечно-винтовой прокатке (рис.19.1, *в*) валки *2* расположены под углом друг к другу, вращаются в одну сторону и при обжатии заготовки *1* сообщают ей вращательное и поступательное движения. В процессе прокатки во всех случаях перемещение заготовки между валками обеспечивается наличием контактного трения между обрабатываемой заготовкой и рабочей поверхностью валков.

Для нормального протекания процесса, особенно для его начала в период захвата, необходима определенная величина сил трения (рис. 19.1, *а*). Со стороны валков на заготовку действуют нормальные силы N и сила трения T. Для соблюдения условий захвата и перемещения заготовки в направлении прокатки необходимо, чтобы $N\sin\alpha < T\cos\alpha$. Угол α, при котором это условие выполняется, называется *углом захвата*. Выразив силу трения как $T = fN$, где f — коэффициент трения, и подставив в формулу условия захвата, получим $\sin\alpha < f\cos\alpha$ или $f > \operatorname{tg}\alpha$, т.е. для обеспечения захвата заготовки валками необходимо, чтобы тангенс угла захвата был меньше коэффициента трения.

При горячей прокатке стали гладкими валками угол захвата равен 15—24°, при холодной — 5—8°.

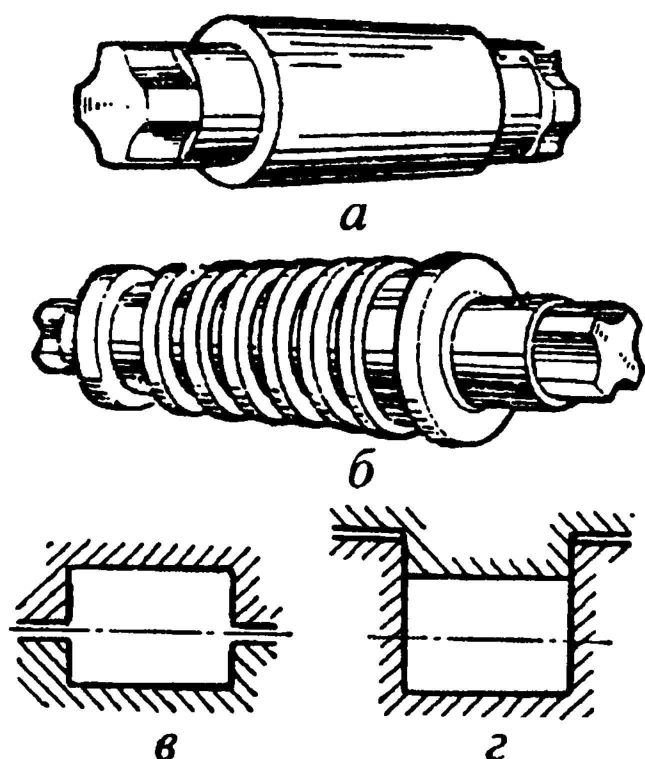


Рис. 19.2. Прокатные валки и калибры:

а — гладкий; *б* — с фигурными вырезами; *в* — калибр открытый; *г* — калибр закрытый

Таким образом, степень обжатия заготовки при прокатке в значительной степени определяется углом захвата или коэффициентом трения между валками и заготовкой. Для его увеличения часто на поверхность валков наносят риски, рифления, специальные наплавочные валики, повышая тем самым допустимую величину абсолютного обжатия.

Инструментом прокатки являются валки, которые могут быть гладкими (рис. 19.2, *а*) для проката листов, полос и т. д. либо с фигурными вырезами (рис. 19.2, *б*) — ручьями. Совокупность соответствующих вырезов в верхнем и нижнем валках образует *калибр*. Пара валков обычно имеет несколько калибров. Калибры могут быть открытыми или закрытыми (рис. 19.2, *в, г*).

Валки вращаются в подшипниках, которые у одного из валков могут перемещаться специальным механизмом. Вследствие этого изменяется расстояние между осями деформирующей пары валков и соответственно изменяется абсолютная величина обжатия.

Комплект прокатных валков со станиной называется *рабочей клетью*. Прокатные станы подразделяют по числу и расположению валков в клетях на дуо, трио, кварто, многовалковые и универсальные.

Дуо-клеть имеет два валка (рис. 19.3, *а*). Если они могут вращаться только в одну сторону, клеть называется *нереверсивной*. Такие клети применяются для прокатки сортового металла, проволоки тонких листов. У *реверсивных* дуо-клетей валки могут изменять направление вращения; они применяются для прокатки крупных слитков, толстых листов, массивных профилей. Клеть трио (рис. 19.3, *б*) имеет три валка, расположенных в одной вертикальной плоскости. Направление вращения валков всегда постоянно. Прокатываемая заготовка после каждого прохода смещается в новое положение, постоянно работает средний валок. Этим обеспечивается реверс направления заготовки. Трио-клеть используется

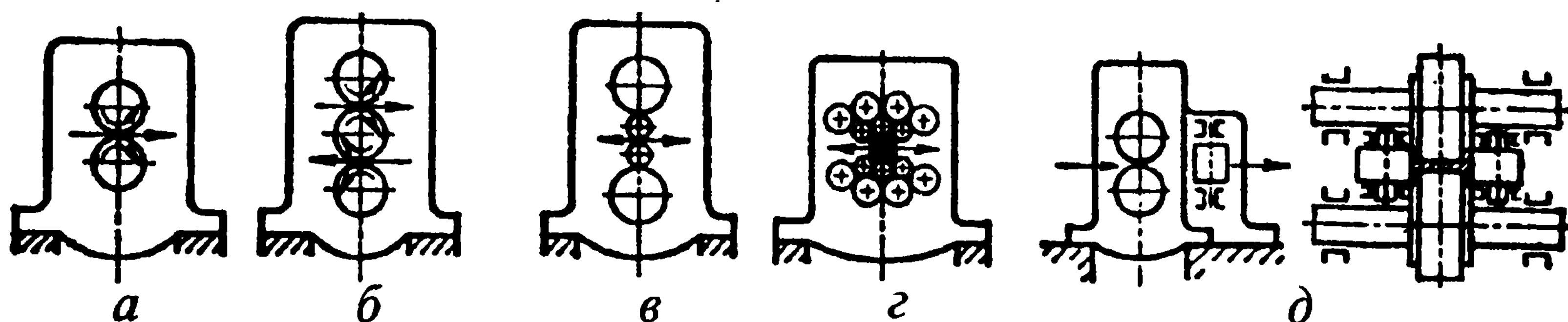


Рис. 19.3. Рабочие клети прокатных станов:

а — дуо; *б* — трио; *в* — кварто; *г* — многовалковый; *д* — универсальные

для прокатки сортового металла. В связи с развитием непрерывной прокатки они применяются все реже.

В клетях кварто (рис.19.3, *в*) четыре валка расположены в одной плоскости, два средних малого калибра имеют привод и являются рабочими. Два других валка большого диаметра отдельного привода не имеют и выполняют функции опорных, уменьшая деформации рабочих. Этим обеспечивается большая точность поперечного сечения проката толстых и тонких листов. Нереверсивные кварто-клети используются в непрерывных многоклетьевых, а реверсивные — в одноклетьевых станах.

Многовалковые клети имеют от шести до двадцати валков и более. Обычно рабочие валки малого диаметра не имеют привода; их вращение обеспечивается за счет трения от промежуточных приводных валков, которые, в свою очередь, опираются на опорные (рис.19.3, *г*).

Многовалковые клети применяются для прокатки широких листов большой точности, а также для прокатки тонких лент и фольги толщиной менее 0,2 мм.

Универсальные станы имеют парные горизонтально и вертикально расположенные валки, ограничивающие течение металла в ширину. Расстояние между валками может изменяться, поэтому они позволяют получать как лист, так и любой прямоугольный профиль с ровными боковыми стенками. Их применяют для прокатки толстых листов, высоких двутавровых балок с широкой полкой (рис. 19.3, *д*).

Форму поперечного сечения продукции, получаемой при прокатке, называют *профилем*. Совокупность форм и размеров профилей, получаемых прокаткой, называют *сортаментом*. Сортамент проката подразделяется на группы: сортовой прокат, листовой, трубы и профили специального назначения.

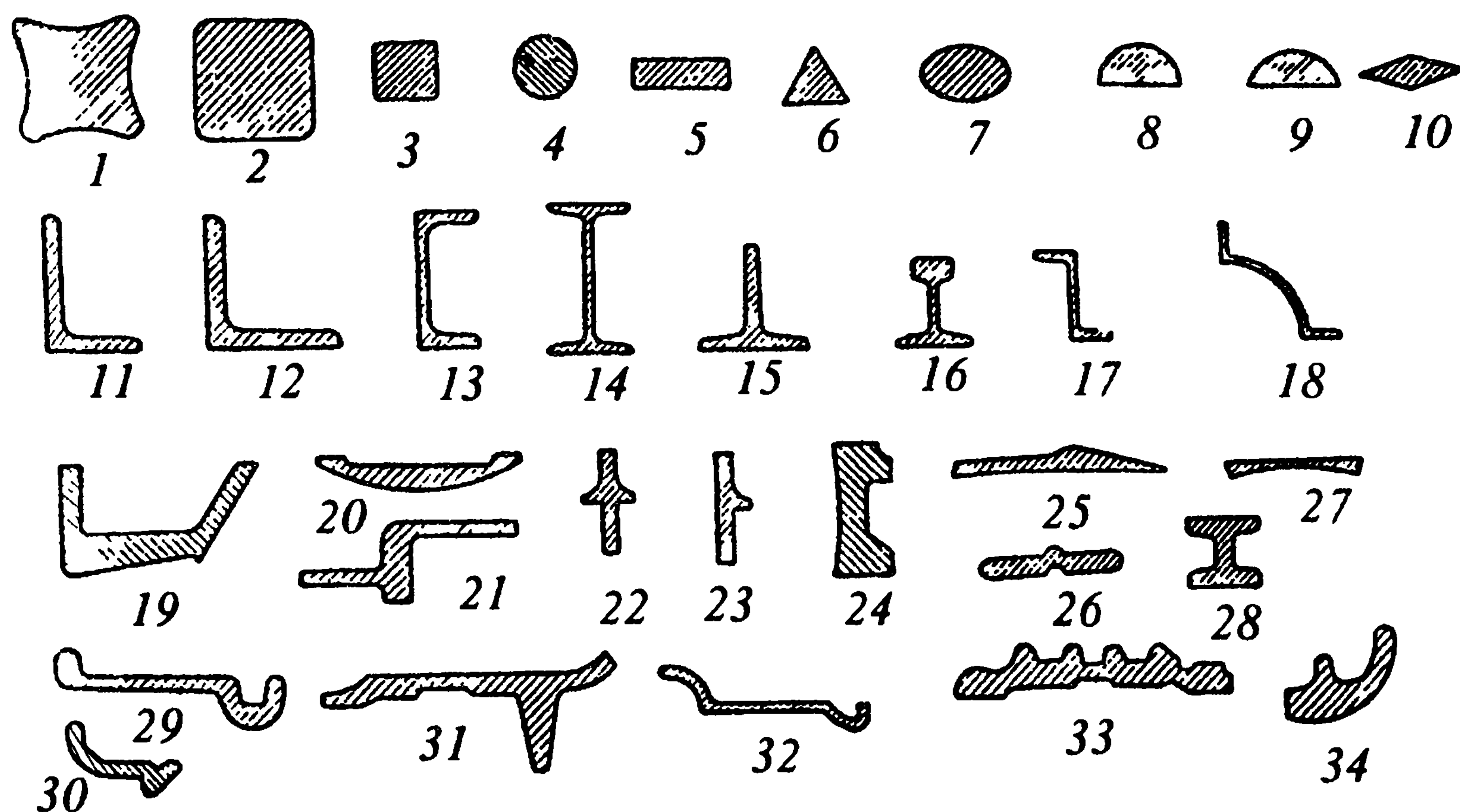


Рис. 19.4. Разновидности профилей проката:
1—10 — простые; *11—17* — фасонные; *18—34* — сложные специальные

В свою очередь, сортовой прокат по форме сечения разделяют на простой — геометрической формы — круг, квадрат, шестигранник и другие; фасонный — уголки, тавры и двутавры, рельсы, швеллеры и др. (рис. 19.4). Цветные металлы прокатывают обычно на простые профили.

Листовой прокат условно подразделяется на толстолистовой (от 4 мм и больше) и тонколистовой (менее 4 мм). Поскольку листовая сталь находит наиболее широкое применение, ее подразделяют на автотракторную, трансформаторную, кровельное железо, жесть, листовую сталь со специальными покрытиями, биметаллический лист и т. д.

19.2. Производство распространенных видов проката

Производство блюмов, слябов и сортового проката. Исходными заготовками при производстве сортового проката или листов являются слитки. Перед прокаткой слитки подогревают до температуры 1300 °C и прокатывают на блюминге, получая заготовки квадратного сечения со сторонами от 450×450 до 150×150, называемые *блюмами*. (В настоящее время блюмы и слябы чаще получают при непрерывной разливке стали.)

В свою очередь блюмы являются исходным материалом для получения крупных профилей на крупносортных станах либо разрезаются на мерные куски и прокатываются на заготовки квадратного сечения от 150×150 до 60×60 мм, которые после охлаждения и поверхностной обработки (зачистки) направляют на средне- и мелкосортные либо на проволочные станы. Устанавливают непрерывные заготовочные станы вблизи блюминга, и прокатка на них производится сразу после получения блюма без дополнительного нагрева.

Слитки более крупные — до 60 т — прокатывают на *слябы* прямоугольного сечения с максимальной толщиной до 350 мм и шириной до 2300 мм. Слябы являются исходным материалом для прокатки на толстый лист.

После прокатки на слябинге часть проката направляется на заготовочные станы. Полученные полосы режут на мерные куски необходимой длины — сутунки — и передают на склад для охлаждения. Последующая обработка включает отделочные операции: зачистка, травление, удаление поверхностных дефектов.

Выход годной продукции на этих операциях в зависимости от качества слитка и степени раскисленности составляет 90—80%.

Полученные таким образом заготовки после отделочных операций направляются на сортовые и листопрокатные станы.

На сортовых станах заготовка после нагрева в печах последовательно проходит прокатку в 7—15 калибрах, в последнем из которых получают тре-

буемый профиль (рис. 19.5). После резки на мерные длины полученный профиль охлаждают, правят в холодном состоянии, производят термическую обработку.

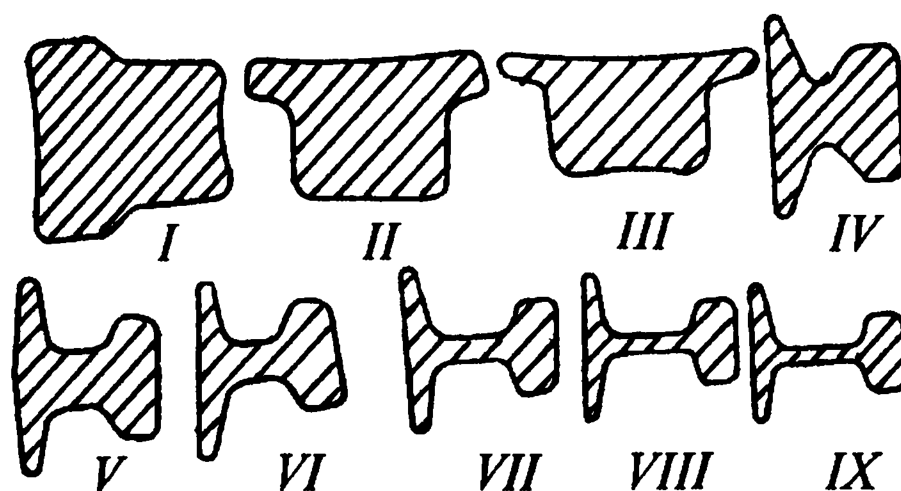


Рис. 19.5. Последовательность проката рельса на сортопрокатном стане

Для производства толстых листов слябы прокатывают в двух взаимно перпендикулярных направлениях — в продольном и поперечном — для получения нужной ширины и снижения степени анизотропности готовой продукции. Прокатку толстых листов проводят на одно- или двухклетьевых станах в горячем состоянии.

Тонколистовую сталь прокатывают в горячем или холодном состоянии. Горячекатаные листы обычно получают толщиной свыше 1,25 мм. Для получения листов меньшей толщины в качестве заготовок применяют горячекатаные листы; после отжига, удаления окалины травлением и промывки производят прокатку на одно- или многоклетьевых непрерывных четырех- или многовалковых станах. Листы, предназначенные для холодной листовой штамповки, после отжига дополнительно обрабатывают на дрессировочных станах. Дрессировка производится на станах холодной прокатки с обжатиями в пределах до 3% с целью получения наклепа. Полученные после дрессировки, отжига и травления листы называются *декапированными*.

Современная технология позволяет получать непрерывной холодной прокаткой листы толщиной менее 0,1 мм с суммарным обжатием до 80—90% без промежуточной термической обработки.

19.3. Производство бесшовных и сварных труб

Трубы подразделяют на *бесшовные* и *сварные*. Бесшовные трубы прокатывают диаметром 30—650 им с толщиной стенки от 2 до 160 мм, сварные — диаметром от 5 до 2500 мм. Материалом для производства труб могут быть как углеродистые, так и легированные стали, цветные металлы. В качестве заготовки для производства бесшовных труб применяют круглые или граненые слитки, а также круглые катаные прутки большого диаметра. Основной операцией является прошивка заготовки, т. е. получение в заготовке сквозного отверстия. Перед прошивкой заготовку нагревают в методической печи до температуры горячей обработки давлением и направляют на прошивочный стан с двумя бочкообразными валками, оси которых расположены под углом 10—15° друг к другу (см. рис. 19.1, *в*). Таким образом, при прошивке отвер-

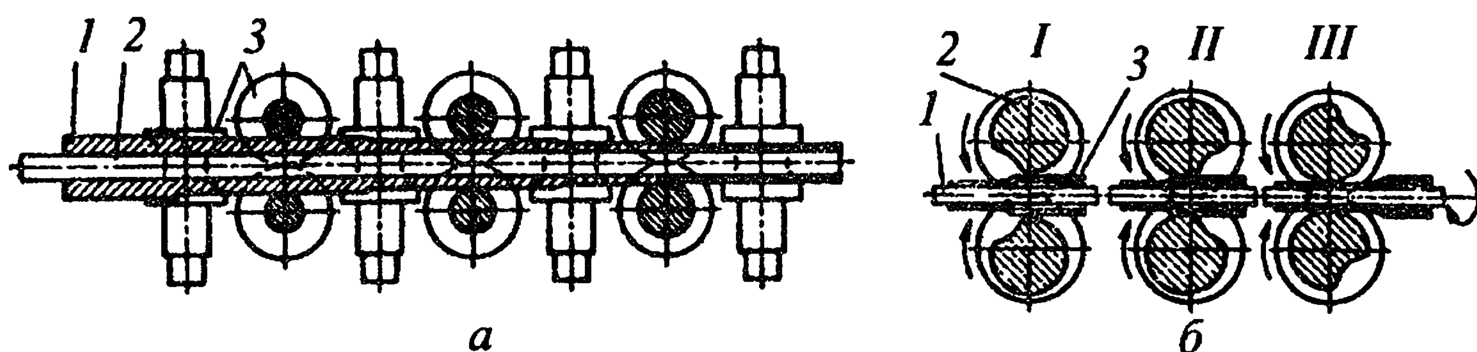


Рис. 19.6. Прокатка труб на оправке с целью уменьшения толщины (*а*) и гильз на пилигримном стане (*б*)

стия используется принцип поперечно-винтовой прокатки. В результате вращательно-поступательного движения заготовки при достаточно большой степени обжатия в центре заготовки возникают весьма значительные радиальные растягивающие напряжения, вызывающие течение металла от центра к периферии.

Металл в центре доводится до состояния разрыхления, и заготовка легко прошивается неподвижным прошвинем *3*, надвигаясь на него в результате поступательного движения заготовки.

Диаметр полученной гильзы мало отличается от диаметра исходной заготовки, а величина вытяжки в результате прошивки составляет 200—300%. Последующая обработка гильзы для получения нужного диаметра трубы и толщины стенки выполняется на автоматическом нереверсивном дуо-стане, в валках которого имеются последовательно расположенные круглые калибры. Прокатка производится на оправке, диаметр которой меньше диаметра отверстия в калибре на удвоенную толщину стенки трубы (рис. 19.6, *а*).

Прокатка проводится несколько раз; каждый раз трубы вместе с оправкой поворачиваются в валках на 90°. Способ позволяет получать трубы диаметром 57—426 мм с толщиной стенки 3—30 мм. Производительность одной установки до 300 тыс. т в год.

Значительно больший диапазон возможностей при прокатке гильз на пилигримных станах: диаметр трубы 48—605 мм при толщине стенок 225—50 мм. Рабочие валки стана имеют ручьи переменной ширины и высоты по окружности, т. е. имеют рабочую часть, где они образуют калибр, размер которого соответствует требуемому диаметру трубы, и холостую, где эти размеры существенно больше (рис. 19.6, *б*).

В гильзу вводят дорн, на котором раскатывают трубы между двумя валками с калибрами переменного профиля. При вращении валков гильзу вместе с дорном периодически подают на 25—80 мм в зазор между валками в момент совпадения холостой части обоих валков. При дальнейшем вращении валков размеры калибра уменьшаются и валки обжимают заготовку, которая вместе с дорном перемещается назад. После полного оборота валков гильза опять подается вперед, одновременно поворачиваясь на 90°, и снова попадает в деформирующую часть валков. При этом после деформирования

полирующая часть валков выравнивает диаметр и толщину стенки трубы. Вытяжка при такой прокатке может достигать 10—14-кратной величины. Производительность установки до 250 тыс. т в год.

Прокаткой на непрерывном трубопрокатном стане получают трубы диаметром 29—108 мм и толщиной стенки 8—12 мм. Производительность их достигает 900 тыс. т в год.

Сварные трубы из низкоуглеродистых и низколегированных сталей изготавливают из прокатанных полос, называемых штрипсами, или листов, ширина которых равна длине диаметра (или половине диаметра) трубы. Процесс производства трубы включает в себя формовку плоской заготовки в трубу, сварку (печную, электрическую, газовую, высокочастотную и др.), правку, калибровку.

Печной сваркой получают трубы небольшого диаметра до 10—114 мм и толщиной 2—5 мм из низкоуглеродистой стали. Процесс включает в себя нагрев полос в газовой печи до 1300—1350 °С, формовку нагретого участка в сварочной воронке и обжатие со значительной пластической деформацией. Процесс осуществляется на непрерывных станах со скоростью до 200 м/мин.

Большое распространение при производстве труб большого диаметра для магистральных трубопроводов получил способ с применением электросварки под флюсом.

Производят сварные трубы с прямыми и спиральными швами. По первой технологии из листа формируют трубную заготовку, затем ее сваривают с наложением наружного и внутреннего швов. При производстве труб со спиральным швом в качестве исходной заготовки используют ленту, которую сворачивают по спирали в трубу нужного диаметра и затем сваривают по кромке наружным и внутренним швами. Прочность, а главное надежность, труб со спиральным швом выше, чем с прямым.

19.4. Производство специальных видов проката

Профили специального назначения, производимые методами прокатки, отличаются большим разнообразием. Многие из них производятся не на металлургических, а на машиностроительных предприятиях. Все их можно отнести к двум группам: *периодический* и *специальный* прокат. Как правило, все разновидности специальных профилей производят на станах поперечной либо поперечно-винтовой прокатки. Принцип прокатки периодических профилей, служащих заготовками для других видов обработки, заключается в применении валков, периодически смещающихся по мере продвижения заготовки. Большую группу заготовок производят на станах поперечно-винтовой прокатки: шары для подшипниковой промышленности, заготовки для шатунов

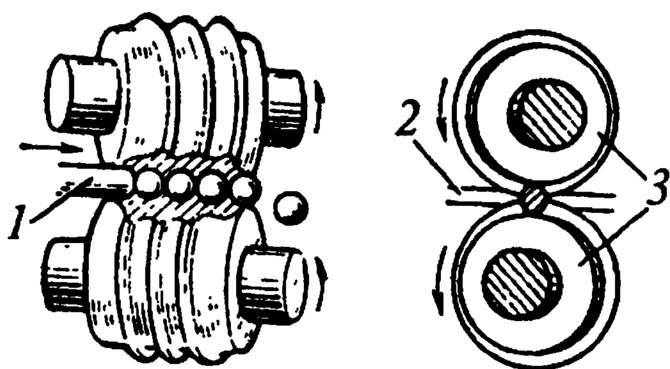


Рис. 19.7. Прокатка шаров:
1 — заготовка; *2* — ограничители; *3* — прокатные валки

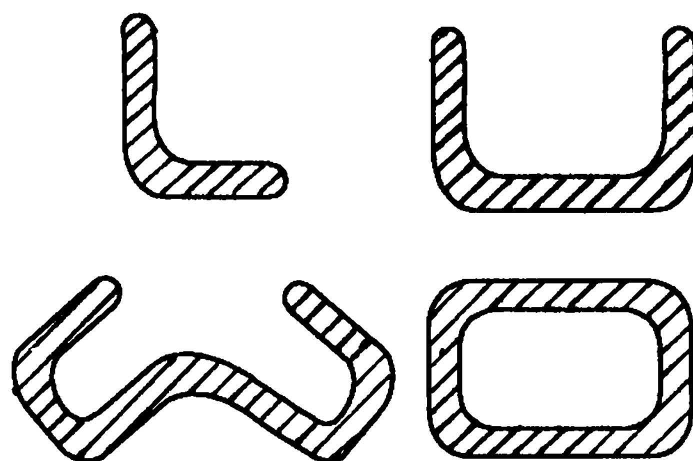


Рис. 19.8. Виды гнутых профилей

двигателей, ролики, ребристые трубы, вагонные оси, цельнокатаные вагонные колеса, зубчатые колеса и др. (рис. 19.7).

Применение специальных технологий и оборудования для производства ряда изделий прокаткой взамен традиционно существующих методов позволяет резко увеличить производительность и повысить качество изделий.

Поперечное сечение горячекатаных профилей очень часто оказывается существенно завышено по сравнению с требованиями расчета и конструктивными особенностями изделия. Однако технологические особенности прокатки не позволяют получить сечения меньшей толщины. При необходимости снизить массу конструкции нередко приходится прибегать к механической обработке, уменьшать сечение элементов, переводя излишний металл в стружку. Во многих случаях более рациональным является применение гнутых профилей, изготавливаемых в холодном состоянии на роликовых листогибочных станах. Заготовкой для производства гнутых профилей является горяче- и холоднокатаная полоса или лента. Процесс профилирования прокаткой является непрерывным и заключается в изменении формы поперечного сечения полосы при сохранении толщины, равной толщине исходной ленточной заготовки. В зависимости от конструкции стана и конфигурации применяемых пар валков-роликов лента последовательно приобретает очертания сечения, приближающиеся к требуемому. Прокатку полосы осуществляют в нескольких клетях; для сложных профилей их может быть 15 и более. Высокая производительность процесса (до 3 м/с) наряду с существенным снижением массы элементов определяет широкое применение гнутых профилей в автомобильной и авиационной промышленности, машиностроении и строительстве.

На рис.19.8 представлены примеры закрытых и открытых гнутых профилей. Процесс профилирования прокаткой легко совмещается со сваркой, пробивкой отверстий, окраской и другими технологическими процессами.

19.5. Волочение

Волочение — процесс протягивания прутка через отверстие, размеры которого меньше, чем исходные размеры прутка. При этом длина прутка увеличивается, а поперечное сечение приобретает форму отверстия с одновременным уменьшением поперечного сечения. Волочение производят в холодном состоянии. Исходным материалом могут быть горячекатаный пруток, сортовой прокат, проволока, трубы. Волочением обрабатывают стали, цветные металлы и сплавы.

Этим способом получают проволоку, в том числе и с минимальным диаметром до 0,002 мм, прутки простой и сложной конфигурации сечения, тонкостенные трубы, в том числе и капиллярные, фасонные шпонки и др. Волочение применяют также для калибровки сечения и повышения качества поверхности обрабатываемого изделия.

Основной инструмент при волочении сплошных профилей — волоки различной конструкции, а при волочении полых профилей — волоки и оправки к ним (рис. 19.9).

Волока *1* закрепляется в обойме *2*, которая затем крепится на жесткой волочильной доске. Волока работает в сложных условиях — большое напряжение сочетается с износом при протягивании. Поэтому их изготавливают из твердого металлокерамического сплава, состоящего из карбидов вольфрама, титана, бора и др. Для получения особо точных профилей волоки изготавливают из алмазов. Волоки имеют сложную конфигурацию: входная часть обычно выполняется сферической, затем располагается смазывающий конус *I*, за ним деформирующий (*II*) с углом в вершине α.

Угол α зависит от твердости обрабатываемого материала, от сечения заготовки, а также от коэффициента контактного трения и составляет 8—24°.

За деформирующей частью располагаются цилиндрический калибрующий поясок (*III*) и выходной конус (*IV*).

Волочение осуществляют на волочильных станах, состоящих из тянущего устройства и волочильного инструмента. По типу тянущего устройства волочильные станы подразделяются на станы с прямолинейным движением протягиваемого материала (цепной, реечный, гидравлический) и с наматыванием его на барабан (барабанный тип). Станы барабанного типа применяются в основном для получения проволоки, редко для сплошных и полых профилей и только для тех случаев, когда изгиб при наматывании на барабан не нарушает формы поперечного сечения.

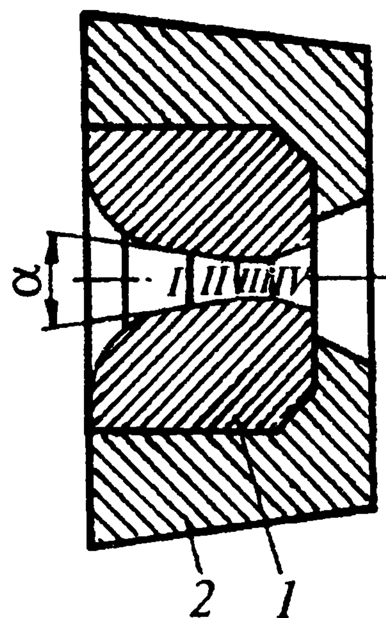


Рис. 19.9. Сферическая входная часть волоки: *I* — смазывающий конус; *II* — деформирующий конус, *III* — калибрующий поясок, *IV* — выходной конус

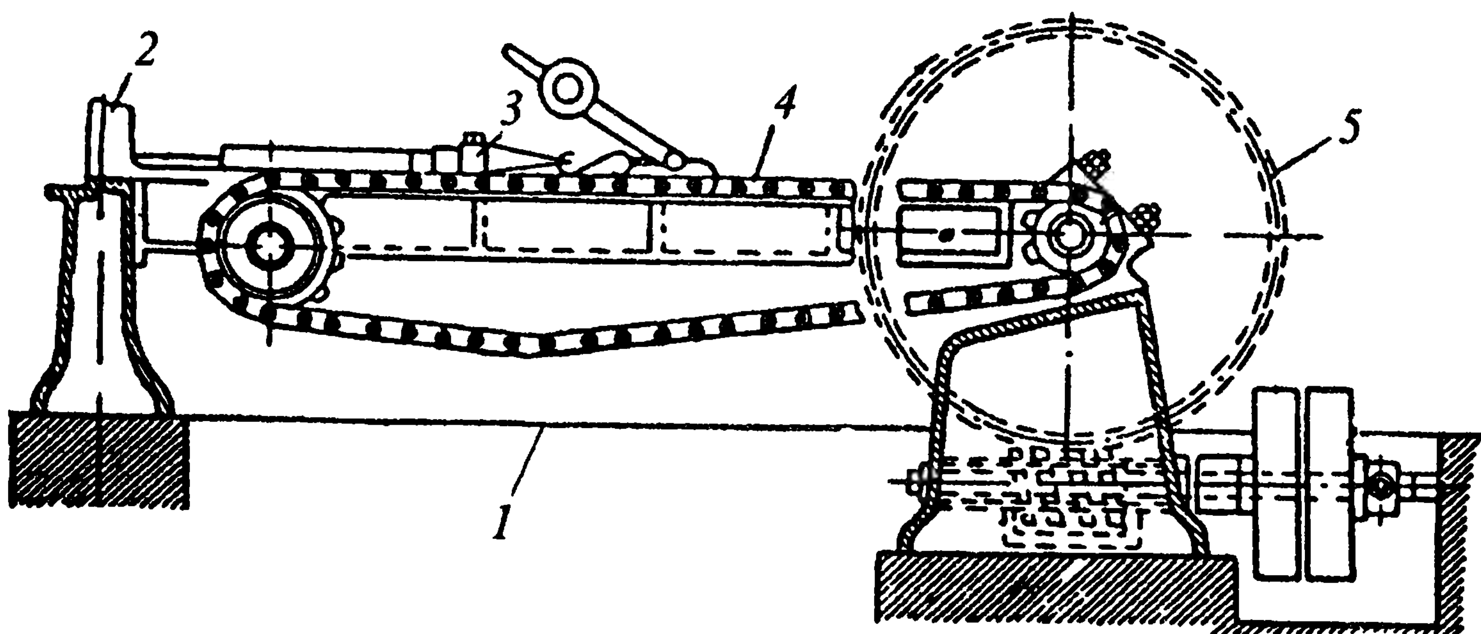


Рис. 19.10. Схема волочильного стана цепного типа:
1 — станина; *2* — волока; *3* — волочильная тележка; *4* — цепь; *5* — привод волочильной тележки

На рис. 19.10 приведена схема стана цепного типа. Основными элементами его являются станина *1*, механизм перемещения тележки *5*, бесконечная цепь *4*, тележка с захватом *3*, стойка для крепления инструмента — волоки *2*. Длина протягиваемого изделия на ценных станах ограничивается длиной станины и обычно не превышает 15 м. Скорость волочения на цепных станах довольно значительна — до 2 м/с.

Барабанные станы в зависимости от назначения могут быть однобарабанные, или однократные, и многобарабанные (рис. 19.11). Первые применяют при волочении толстой проволоки диаметром 4—25 мм и иногда труб; при волочении труб диаметр намоточного барабана увеличивают с 450 мм до 2000 м. Скорость волочения в этом случае также составляет 1,5—2 м/с.

В станах многократного волочения обработка происходит последовательно в нескольких волоках: протягиваемый профиль при выходе из одной волоки наматывается на барабан и поступает в следующую волоку и т.д. Многократный стан может иметь до 30 волок. Скорость волочения может достигать 20 м/с. Если привод на все барабаны один, то в этом случае скорость вращения барабанов должна быть возрастающей в соотношении, обеспечивающем постоянство секундного объема, т. е.

$$F_1 v_1 = F_2 v_2 = F_n v_n ,$$

где F — площадь сечения профиля при выходе из очередной волоки; v — скорость протягивания.

Заготовки перед волочением подвергают термической обработке для снятия наклепа и придания металлу необходимых пластических и прочностных характеристик. Непосредственно перед волочением заостряют конец заготовки, удаляют окалину механическим, химическим или электролитическим методами, промывают и наносят подсмазочный слой, который должен

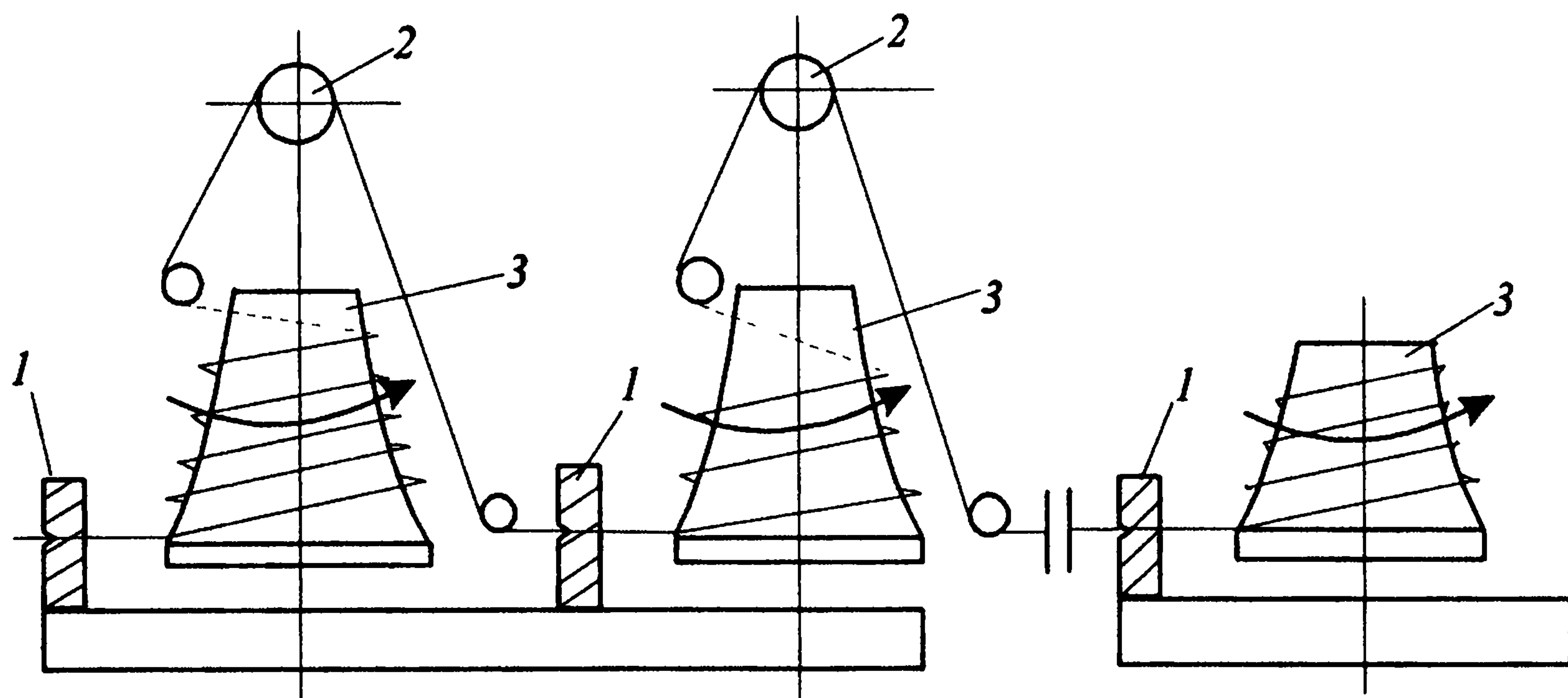


Рис. 19.11. Схема стана барабанного типа:
1 — волочильная доска; *2* — натягивающее устройство; *3* — барабан

удерживать смазку и предохранять рабочую поверхность волоки от налипания металла.

Подсмазочный слой может быть различным: тонкий слой гидроксида железа $Fe(OH)_n$, медный, фосфатный, известковый др. Перед каждой фильерой поверхность заготовки смазывают для уменьшения трения металла о стенки фильеры.

Степень деформации при волочении обычно не превышает 30—35% и определяется по формуле $\Psi = \frac{F_0 - F_1}{F_0} 100\%$. Коэффициент вытяжки при этом составляет за один проход μ = 1,25—1,45 и определяется из условия допустимого усилия волочения, которое не должно превышать

$$P_в < \sigma_{0,2} F_0 \text{ или } P \leqslant K F_1 \sigma_в,$$

где K = 0,7—0,8.

В случае несоблюдения этого условия напряжения выше $\sigma_{0,2}$ могут привести к местному течению металла и изменению сечения заготовки. При необходимости получить большую величину деформации производят многократное волочение. В этом случае полученный в процессе предыдущих опе-

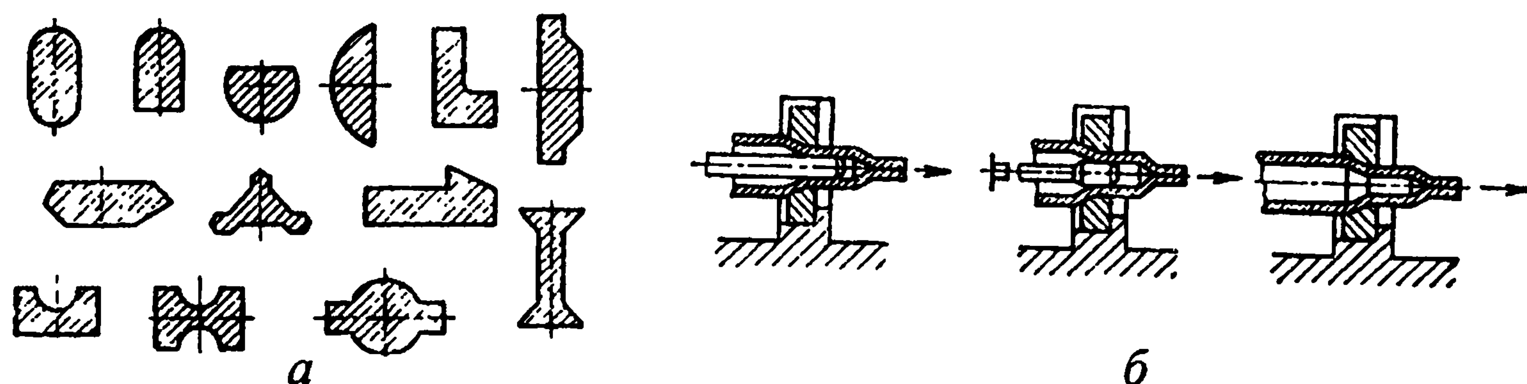


Рис. 19.12. Разновидности сложных (*а*) и пустотелых (*б*) профилей, полученных волочением

раций наклеп снимают отжигом, затем проводят все подготовительные операции и повторяют процесс до получения изделия нужного сечения.

На рис. 19.12, *а* представлены примеры некоторых сплошных профилей, получаемых волочением, а на рис. 19.12, *б* — схемы получения пустотелых профилей на примере трубы. Волочение обеспечивает высокую точность размеров, малую шероховатость поверхности, большую степень упрочнения. Изделия после волочения, как правило, механически не обрабатывают.

19.6. Прессование

Прессование — процесс выдавливания металла из контейнера через одно или несколько отверстий в матрице с площадью меньшей, чем поперечное сечение исходной заготовки. При прессовании реализуется одна из самых благоприятных схем нагружения, обеспечивающая максимальную пластичность — всестороннее неравномерное сжатие. Это позволяет обрабатывать даже малопластичные материалы. Обычно коэффициент вытяжки при прессовании составляет 10—50, а в отдельных случаях может быть значительно выше.

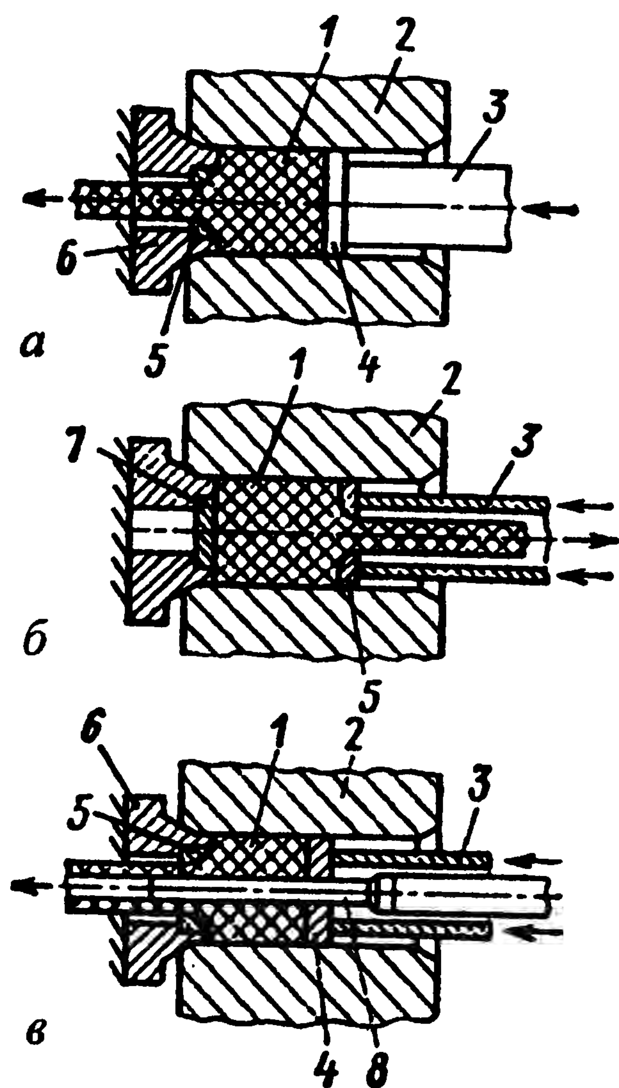


Рис. 19.13. Схемы прессования прямого (*а*), обратного (*б*) и получение пустотелого (*в*) профиля на примере трубы:
1 — заготовка; *2* — контейнер; *3* — пуансон; *4* — пресс-шайба; *5* — матрица; *6* — матрица-держатель; *7* — заглушка; *8* — игла

Прессование может выполняться двумя методами — прямым и обратным (рис. 19.13). При прямом методе заготовку *1* помещают в полость контейнера *2* и с помощью мощного пресса через пуансон *3* и пресс-шайбу *4* выдавливают нагретый или холодный металл через отверстие в матрице *5*, укрепленной в матрице-держателе *6*.

При обратном прессовании (рис. 19.13, *б*) давление пресса передается через полый пуансон *3* с смонтированной внутри его матрицей *5*. Таким образом, металл заготовки *1* течет навстречу движению пуансона.

При прямом прессовании требуется прикладывать значительно большее усилие, так как часть его затрачивается на преодоление трения при перемещении металла заготовки внутри матрицы. Отчасти поэтому значительная часть металла заготовки не может быть выдавлена из контейнера. Остающаяся его

часть — пресс-остаток — составляет в отдельных случаях 30—40% от массы исходной заготовки.

Усилие при обратном прессовании примерно на 25% меньше, пресс-остаток также почти вдвое меньше, чем при прямом.

Однако сложность конструкции пресса, ограниченность размеров получаемых изделий по длине препятствуют широкому применению способа обратного прессования.

К достоинствам процесса прессования следует отнести возможность получения изделий сложных профилей, в том числе и пустотелых, не только из высокопластичных, но и малопластичных металлов и сплавов; универсальность применяемого оборудования, позволяющего легко переходить на производство профилей различных конфигураций; достаточно высокую точность размеров и малую шероховатость поверхности получаемых изделий. На рис.19.13, *в* представлена схема получения пустотелого профиля типа тонкостенной трубы. Инструмент для прессования — контейнер, матрица, пресс-шайбы, иглы — работают в очень сложных условиях: больших удельных давлений до 150 кгс/мм^2 и часто при высоких температурах. Температурный интервал прессования цветных металлов 500—900 °С, а сталей, никелевых и титановых сплавов 1000—1250 °С. Поэтому для изготовления инструмента применяют дорогие материалы с повышенными жаростойкостью и прочностными характеристиками. Стоимость комплекта инструмента для получения пустотелых профилей иногда достигает 15% от стоимости всего агрегата.

В качестве силового агрегата для прессования наибольшее распространение получили гидравлические прессы с усилием прессования 1000—5000 т. Они не боятся перегрузки, позволяют регулировать в широких пределах скорость перемещения силового плунжера, легко автоматизируются, в том числе с помощью систем программного управления.

Прессование широко применяют для получения изделий из меди, латуни, бронзы, алюминия, магния, цинка, титана, сталей, сплавов никеля.

Качество получаемого продукта в существенной степени зависит от правильности выбранного режима и качества исходной заготовки. Например, минимальная вытяжка должна быть не менее 10-кратной; допускаются вытяжки весьма значительные: для меди — 280, латуни — 700, алюминия — 1000.

Считается оптимальным отношение длины к диаметру заготовки, равное 2—3 при производстве сплошных профилей и 1,5—2 для пустотелых.

Подготовка исходной заготовки заключается в зачистке поверхности и удалении обнаруженных дефектов, прошивке отверстий при производстве полых профилей, нанесении технологической смазки на поверхность. Роль смазки чрезвычайно высока: она снижает усилие деформирования, уменьшает неравномерность течения металла при прессовании, удлиняет срок службы инструмента, повышает качество поверхности.

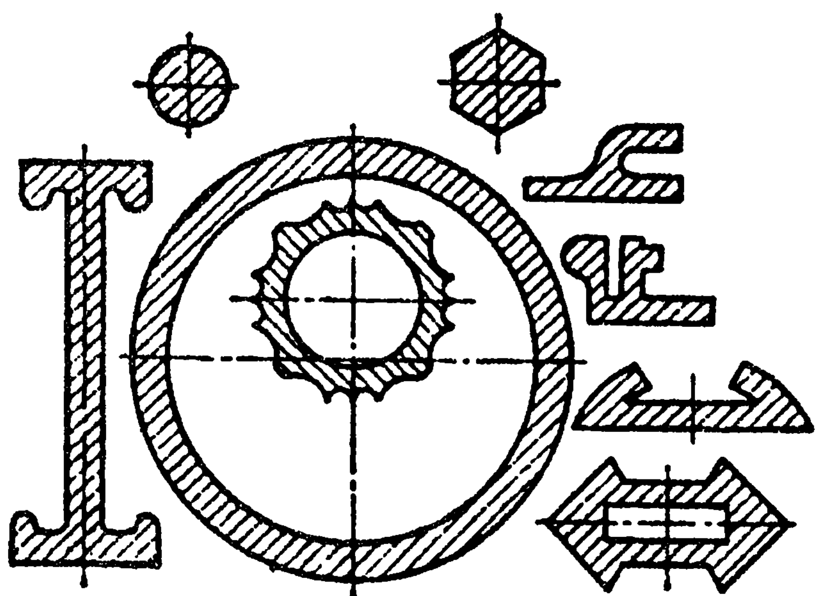


Рис. 19.14. Примеры прессованных профилей

Выбор состава смазки зависит от рода обрабатываемого материала. Это может быть графит, добавляемый в минеральные масла, добавки канифоли. Для стали, сплавов никеля и титана, прессование которых ведут при высоких температурах, в качестве смазки применяют стекло.

На рис. 19.14 представлены примеры поперечного сечения профилей, полученных прессованием.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные виды прокатных станов.
2. Каковы основные операции при прокатке бесшовных труб?
3. Как осуществляется процесс волочения проволоки и труб? В чем отличия в оборудовании?
4. Сущность процесса прессования. Что такое прямое, обратное прессование?
5. Почему пресс-остаток при прямом прессовании больше, чем при обратном?

Глава 20. Получение машиностроительных заготовок

Почти каждый машиностроительный завод имеет кузнечные или кузнечно-штамповочные цехи, в которых изготовляют поковки различного назначения методами ковки или горячей объемной штамповки. В современном машиностроении около 20% всех деталей получают из поковок. Ковкой и объемной штамповкой изготавливают заготовки и детали массой от десятков граммов (например, детали швейных машин) до сотен тонн (например, поковки роторов турбин), размерами от сантиметров до десятков метров. Ковкой и штамповкой могут быть обработаны почти все используемые в промышленности металлы и сплавы. Для труднообрабатываемых и малопластичных сплавов применяют специальные способы обработки.

В зависимости от объема производства, массы, конфигурации и материала поковок, технических требований к поковкам, производственных условий и других факторов поковки получают либо методами ковки, либо объемной штамповкой. В штучном и мелкосерийном производстве применяют ковку.

20.1. Ковка

Ковкой называют вид обработки давлением, при котором исходную заготовку деформируют универсальным инструментом — бойками: при этом течение металла в стороны перпендикулярно действующему усилию не ограничивается. Ковка предназначена для придания заготовке формы, приближающейся к форме готовой детали. Одновременно с этим при ковке улучшаются механические свойства литого металла исходной заготовки.

Основные операции ковки — осадка, протяжка, пробивка, прошивка, гибка, скручивание, отрубка и кузнечная сварка.

Осадка — уменьшение высоты заготовки при увеличении площади ее поперечного сечения (рис. 20.1, *а*). Осадку производят бойками или осадочными плитами. Заготовки, у которых отношение высоты к диаметру или к меньшей стороне поперечного сечения больше 2,5, осаживать не рекомендуется во избежание возможного изгиба заготовки. Осадку применяют для увеличения площади поперечного сечения поковки.

Протяжка (рис. 20.1, *б*) — удлинение заготовки или ее части за счет уменьшения площади поперечного сечения. Она осуществляется последовательными обжатиями отдельных, примыкающих друг к другу участков заготовки при ее подаче вдоль оси.

Разновидности протяжки: раскатка (рис. 20.1, *в*) и протяжка на оправке (рис. 20.1, *г*). Раскатка — увеличение диаметра кольцевой заготовки при вращении за счет уменьшения ее толщины с помощью бойка и оправки. При раскатке ширина кольца несколько увеличивается. Инструментами для раскатки служат плоский боек, оправка и люнет. Протяжка на оправке — увели-

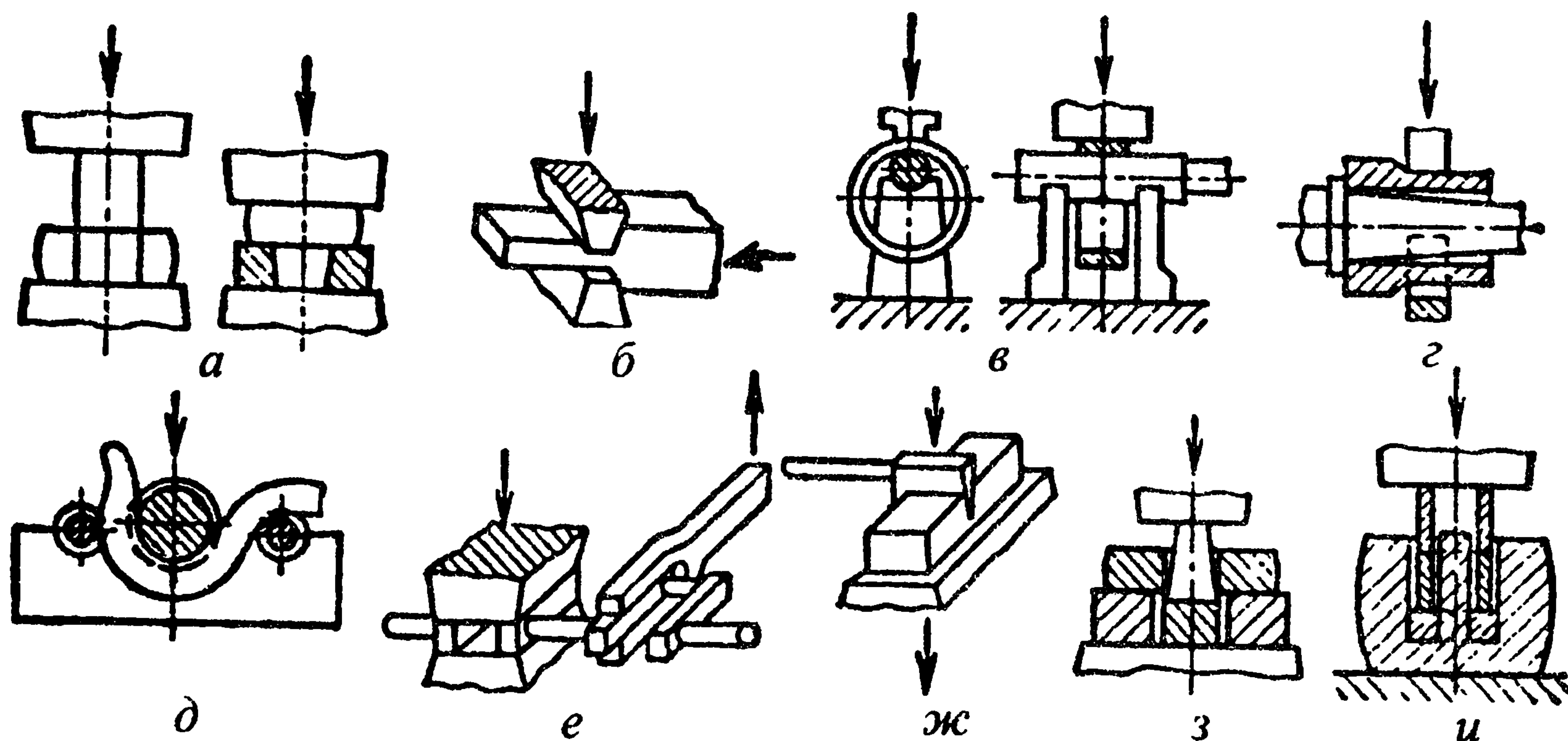


Рис. 20.1. Операции ковки:
а — осадка, *б* — протяжка; *в* — раскатка; *г* — протяжка на оправке, *д* — гибка, *е* — закручивание, *ж* — рубка; *з* — пробивка, *и* — прошивка

чение длины прошитой или просверленной заготовки за счет обжатия ее по обе стороны оправки двумя бойками (нижним вырезным и верхним плоским или обоими вырезными бойками). При протяжке наружный диаметр и толщина стенки заготовки уменьшаются. Раскаткой изготовляют поковки колец, а протяжкой на оправке — поковки сосудов высокого давления, стволов орудий и др.

Гибка (рис. 20.1, *д*) — образование или изменение углов между частями заготовки или придание ей криволинейной формы. Гибку осуществляют с помощью различных опор, приспособлений и в подкладных штампах.

Скручивание (рис. 20.1, *е*) — поворот части заготовки вокруг продольной оси. Осуществляют ее, например, при развороте колен коленчатых валов.

Рубка (рис. 20.1, *ж*) — полное отделение части заготовки по незамкнутому контуру путем внедрения в заготовку деформирующего инструмента. Рубку осуществляют топорами для удаления прибыльной и донной частей слитка, лишних концов поковки или для разделения длинной поковки на более короткие части.

Пробивка (рис. 20.1, *з*) — образование в заготовке отверстия с удалением материала в отход путем сдвига. Отверстия диаметром до 500 мм пробивают сплошным прошивнем с применением подкладного кольца, а отверстия большего диаметра прошивают полым прошивнем, применяя в случае высокой заготовки надставки. Часть металла удаляют при этом вместе с прошивнем.

Прошивка (рис. 20.1, *и*) — получение полостей в заготовке за счет вытеснения материала. Она служит самостоятельной операцией для образования отверстия либо подготовительной операцией для последующей раскатки или протяжки заготовки на оправке.

Кузнечная сварка — образование неразъемного соединения под действием давления в нагретом состоянии. В связи с развитием новых видов сварки эта операция применяется редко.

При получении крупных поковок массой от нескольких сотен килограммов до 300 т (валы гидротурбин, турбинные диски, валки прокатных станов) в качестве заготовок используют слитки массой до 350 т. Для более мелких поковок в качестве заготовок применяют прокат в виде полупродукта или сортового профиля круглого либо квадратного сечения.

Микро- и дислокационная структура металла после ковки (как и после штамповки) не является окончательной, она определяется последующей термообработкой поковок. Термообработка, особенно крупных поковок, облегчается, если поковки после ковки имеют более мелкое зерно. Зерна увеличиваются при нагреве до ковочных температур, поэтому все участки нагретой заготовки должны быть прокованы для измельчения зерен, и ковку следует заканчивать при температурах, близких к нижнему пределу ковочных температур, чтобы избежать роста зерен после ковки в остывающей поковке.

20.2. Горячая объемная штамповка (ГОШ)

Объемная штамповка — вид обработки металлов давлением, при котором формообразование поковки осуществляется пластическим деформированием заготовки в специальном инструменте — штампе. Полости в верхней и нижней частях штампа называют *ручьями штампа.*

Течение металла в штампе ограничивается поверхностями полости штампа, и в конечный момент штамповки при смыкании они образуют единую замкнутую полость, соответствующую по конфигурации поковке.

Исходным материалом для ГОШ служат прокатанные или прессованные прутки круглого, квадратного или прямоугольного сечения, а также периодический прокат. Штамповку можно вести непосредственно от прутка с последующим отделением его от штампованной части, однако чаще предварительно от прутка отрезают мерные куски. Штамповке подвергают чаще всего углеродистые или низколегированные стали, реже цветные металлы и сплавы. Основными достоинствами ГОШ являются:

1. Высокая производительность — до сотен поковок в час.

2. Меньшие припуски и допуски, чем при ковке. Это приводит к упрощению механической обработки и снижению ее трудоемкости. У деталей, полученных ГОШ, часто обрабатываются только сопрягаемые поверхности.

3. Квалификация штамповщика может быть существенно меньшей, чем кузнеца.

Вместе с тем следует знать, что для ГОШ требуются значительно большие усилия, чем при ковке однотипных деталей. Это связано с тем, что при штамповке течение металла затруднено трением о стенки ручья и тем, что деформации одновременно подвергаются большие объемы заготовки.

Кроме того, масса штампованных поковок ограничивается мощностью оборудования; обычно это до 100—200 кг.

Процесс штамповки выполняется в зависимости от вида поковки, рода материала и характера производства на установках различного вида. Наиболее широкое распространение получила штамповка на молотах, прессах, горизонтально-ковочных машинах, ковочных или ротационно-обжимных вальцах и другом оборудовании.

Молоты представляют собой машины динамического действия на обрабатываемый металл и чаще всего характеризуются массой падающих частей; в отдельных случаях им придается дополнительное ускорение давлением пара или воздуха (0,7—0,9 МН/м^2). К моменту ударного деформирования молоты накапливают кинетическую энергию

$$E_к = \frac{mv^2}{2},$$

где m — масса падающих частей, кг; v— линейная скорость падающих частей в момент соприкосновения с деформируемым телом, м/с.

Для производства сравнительно мелких поковок пневматические молоты имеют массу падающих частей 100—1000 кг, для крупных — до 30 т. Молоты могут производить до 55 ударов/мин. Штампованные поковки на молотах производят массой до 1000 кг, при этом в каждом ручье штамповку выполняют за 2—4 удара.

20.3. Разновидности горячей объемной штамповки

Большое разнообразие форм и размеров штампованных заготовок и материалов, из которых они штампуются, обусловливает различные способы их получения в зависимости от типа штампов, способа установки в штампе, вида применяемого оборудования.

В зависимости от типа штампа ГОШ подразделяют на штамповку в открытых штампах, штамповку в закрытых штампах и в штампах для выдавливания.

Штамповка в открытых штампах характеризуется тем, что полость штампа в процессе деформирования незамкнута (рис. 20.2). В течение всего процесса деформирования между верхним и нижним штампами существует переменный зазор, который постепенно уменьшается. В него выдавливается металл, образующий по периметру поковки заусенец (облой). Процесс деформирования исходной заготовки в открытом штампе можно представить

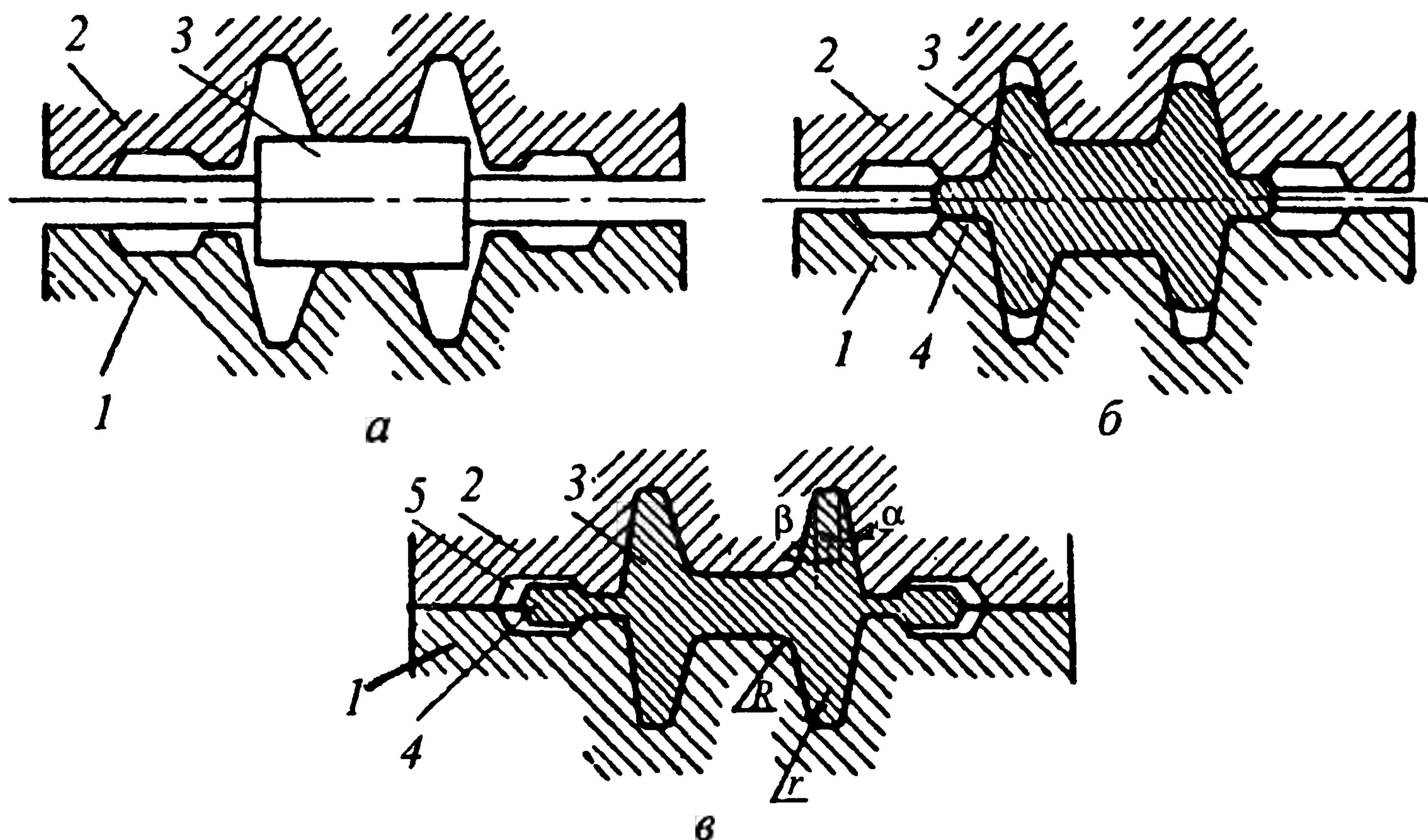


Рис. 20.2. Штамповка в открытых штампах:

а — начальная стадия; *б* — стадия образования заусенца; *в* — конечная стадия штамповки, *1—2* — нижняя и верхняя половины штампа, *3* — исходная заготовка, *4* — заусенец, *5* — заусеничная канавка

следующим образом. В начальный момент приложения силы часть металла вытекает из полости ручья в заусенечную канавку. Объем металла, находящийся в ручье штампа, таким образом, не постоянен; при большом зазоре между частями штампа металл сравнительно легко вытекает в заусенец, так как сопротивление течению металла здесь меньше, чем в трудно заполняемых углах полости штампа. При дальнейшем деформировании в результате сжатия заусенца, уменьшения его высоты и более интенсивного охлаждения, сопротивление течению металла в заусенечную канавку резко возрастает, полость штампа все более прочно «запирается». При возрастании усилия металл уже практически не течет в заусенец, а заполняет все углы штампа. Если в начальный момент деформирования схема напряженного состояния характеризовалась как всестороннее сжатие с большой степенью неравномерности сил по осям, то в конечный момент эта схема все более приближает до величины, необходимой для получения четко оформленной поковки. В последний момент происходит так называемая доштамповка — вытеснение избытка металла в заусенечную канавку, после чего обе половины штампа практически смыкаются.

Поковки простой конфигурации, не имеющие большой разницы поперечных сечений по длине (высоте), обычно штампуют непосредственно из мерных прокатанных заготовок в штампах с одной полостью, т. е. в одноручьевых штампах. Поковки сложной конфигурации, требующие большого перераспределения металла заготовки, штамповать из заготовок постоянного профиля невозможно или нецелесообразно из-за недопустимо больших отходов в заусенец.

В этом случае необходимо применять предварительно профилированную или фасонную заготовку, т. е. заготовку приблизить к форме поковки прежде, чем производить окончательное формообразование в штамповочном ручье. Чаще всего фасонную заготовку получают в заготовительных ручьях многоручьевых штампов. При штамповке в каждом из ручьев форма заготовки постепенно приближается к форме поковки.

Чем сложнее поковка, тем больше требуется ручьев. Каждый ручей выполняет свою функцию (рис. 20.3).

Правильный выбор количества и функции каждого из ручьев имеет большое значение при разработке технологии штамповки. От этого зависят экономичность и производительность процесса.

Наивысшая производительность и максимальное снижение себестоимости поковок достигаются при применении в качестве фасонированных заготовок периодического проката и вальцованных заготовок.

В этом случае фасонную заготовку получают на специализированном оборудовании (прокатные стены, ковочные вальцы, машины для поперечно-клиновой вальцовки и т. д.), а штамповку (как правило, без дополнительного нагрева) осуществляют на штамповочном оборудовании в одноручьевых штампах.

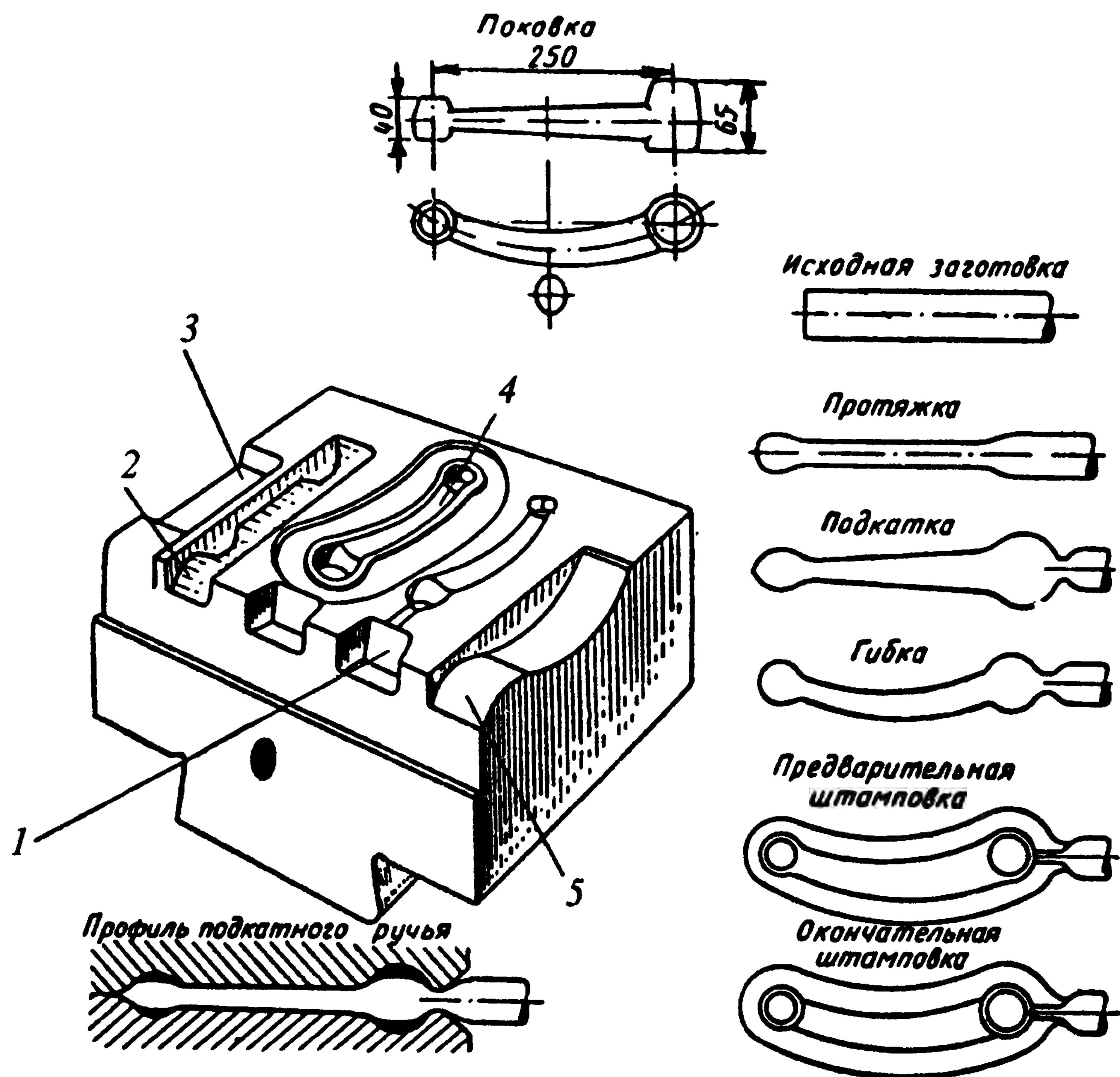


Рис. 20.3. Стадии получения сложной поковки в нескольких ручьях:
1 — предварительный ручей; *2* — подкатной ручей; *3* — протяжной ручей; *4* — окончательный ручей; *5* — губочный ручей

В процессе штамповки полость штампа изнашивается, что приводит к увеличению в допустимых пределах объема поковок. Для компенсации этого увеличения предусматривается дополнительное количество металла в заготовке. Поскольку весь излишек металла выдавливается в заусенец, точность поковок, получаемых в открытых штампах, не зависит от точности исходных заготовок. Все поковки являются точными отпечатками полости штампа, а объем заусенца имеет переменную величину. Это позволяет не предъявлять особо высоких требований к точности исходных заготовок по массе.

Штамповка в открытых штампах наиболее распространена в настоящее время и производится на различном оборудовании: молотах, механических прессах, гидравлических прессах и т. д. Этот способ применяют для получения практически всех типов поковок.

Штамповка в закрытых штампах. В отличие от открытой штамповки, характерной особенностью штамповки в закрытых штампах является то, что деформация заготовки осуществляется в закрытой полости штампа, весь

объем металла, находящегося в полости штампа, идет на формообразование поковки и ее формирование происходит без вытекания металла в заусенец.

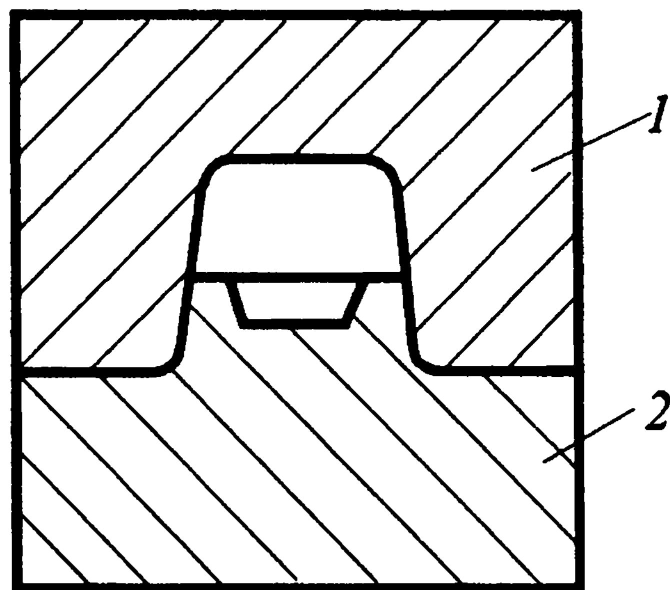


Рис. 20.4. Штамповка в закрытых штампах:
1, 2 —верхняя и нижняя части штампа

Зазор между подвижной и неподвижной частями штампа в процессе деформирования постоянный и очень небольшой (рис. 20.4). Он служит только для создания подвижности одной части штампа относительно другой и предохраняет штампы от заклинивания. Через него в конце штамповки металл может вытекать в торцевой заусенец, что указывает на избыток металла в заготовке и вызывает большие напряжения в полости и излишний ее износ.

При штамповке в закрытых штампах благоприятная схема неравномерного всестороннего сжатия возникает в самом начале процесса, что способствует лучшему проявлению пластических свойств металла. Это дает возможность штамповать малопластичные сплавы.

Объемная штамповка в закрытых штампах является прогрессивным технологическим способом штамповки и имеет ряд преимуществ перед штамповкой в открытых штампах. Из-за отсутствия заусенца экономится металл, ликвидируется потребность в прессах и штампах для обрезки заусенца, снижается трудоемкость и сокращается технологический цикл изготовления поковок. В настоящее время в автомобильном и тракторном производствах, отличающихся наиболее отработанной технологией, коэффициент использования металла составляет до 0,75—0,8. В закрытых штампах получают поковки более высокого качества, чем в открытых, за счет рационального распределения волокон металла, плавно обтекающих контур поковки, а также за счет более равномерной деформации металла.

Однако при штамповке в закрытых штампах требуются заготовки высокой точности, так как объем заготовки должен быть точно равен объему поковки. При недостаточном объеме заготовки поковки будут с неоформленными углами, а при завышенном объеме заготовок толщина поковок будет больше заданной чертежом. Получение же точных заготовок требует дополнительных затрат на их калибровку и на специальный инструмент для отрезки.

Срок службы закрытых штампов меньше, чем открытых, так как в них развиваются более высокие давления. Закрытые штампы часто выходят из строя из-за поломок, а не из-за стирания или смятия, как открытые штампы.

Штамповка выдавливанием характеризуется тем, что позволяет изготовлять поковки из малопластичных высокопрочных сталей и производить обработку с наименьшими отходами металла. В зависимости от направления течения металла различают штамповку прямым выдавливанием и штамповку

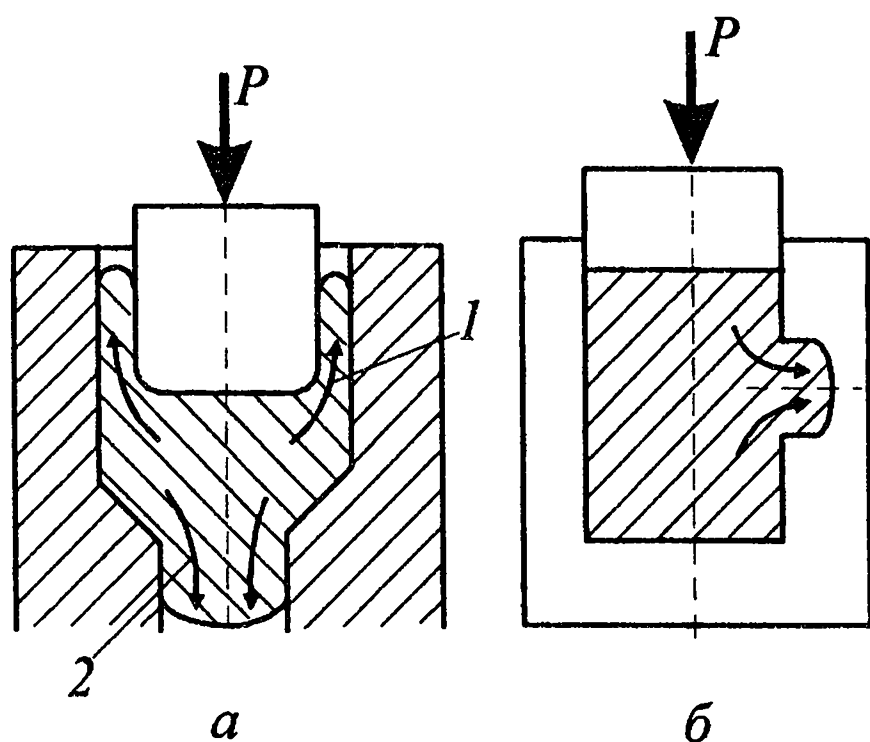


Рис. 20.5. Штамповка выдавливанием:
а — комбинированная (*1* — обратное, *2* — прямое выдавливание), *б* — в разъемных матрицах

прошивкой (обратное выдавливание). При прямом выдавливании течение металла происходит в направлении движения пуансона. При обратном выдавливании металл течет в направлении, обратном движению пуансона. На практике также применяют комбинированное выдавливание, при котором металл течет в прямом и обратном направлениях (рис.20.5, *а*).

Если деформации подвергают заготовку с предварительно прошитым отверстием, то получаемая поковка имеет вид полого стержня с прошитым утолщением. В этом случае также различают прямой и обратный процесс выдавливания.

Прямым выдавливанием изготовляют стержневые поковки, имеющие на одном конце утолщение (например, клапаны). Штамповкой прошивкой (обратное выдавливание) изготовляют поковки типа полых стаканов, гильз, различных втулок и т. д. Штамповка выдавливанием производится преимущественно на гидравлических прессах, кривошипных прессах и горизонтально-ковочных машинах.

Штамповка в штампах с разъемными матрицами (рис. 20.5, *б*) является дальнейшим развитием метода штамповки в закрытых штампах. Наличие дополнительного разъема дает возможность получить за один переход поковки очень сложной формы, например с выступами или отверстиями в боковых стенках, не выполнимыми при штамповке в цельной матрице. Применение разъемных матриц значительно увеличивает разнообразие форм поковок, допускающих штамповку в закрытых штампах без упрощения формы поковок назначением напусков.

Штампы с разъемными матрицами выполняются как с вертикальной, так и горизонтальной плоскостями разъема. При штамповке в разъемных матрицах необходимо применять приспособления, автоматизирующие зажим и разъем матриц. Еще более целесообразно применять специальные машины (прессы с несколькими ползунами, прессы двойного действия и т. п.). Наиболее распространенным видом штамповки в разъемных матрицах является штамповка на **горизонтально-ковочных машинах (ГКМ)**, механизм которых обеспечивает как рабочее движение пуансона, так и разъем матриц.

При штамповке на ГКМ в качестве заготовок используют круглый прокат либо трубы. Основная продукция ГКМ — стержни с утолщением на концах типа клапанов, втулок, колец и др. Штамп состоит из трех

частей (рис. 20.6): неподвижной части матрицы *4*, закрепленной в станине машины *3*, подвижной части *6* и пуансона *1*. Штампуемый пруток *5* подается до упора *2* и зажимается матрицами, имеющими полости, при смыкании образующие калибр, конфигурация которого соответствует форме получаемой поковки. При движении пуансона металл в матрице деформируется и заполняет полость матрицы. Благодаря разъему матрицы припуски и уклоны штамповки минимальны или вовсе отсутствуют. При обратном ходе машины пуансон и подвижная матрица возвращаются в исходное положение и поковка извлекается из ручья.

Штамповка на ГКМ может осуществляться в одном или нескольких ручьях, оси которых располагаются по вертикали одна над другой.

Преимущества штамповки на ГКМ перед штамповкой в неразъемных матрицах — более высокая производительность, возможность получения поковок без заусенцев, с минимальными припусками на обработку, получение поковок типа колец подшипников без отхода материала на образование отверстия, улучшение структуры металла.

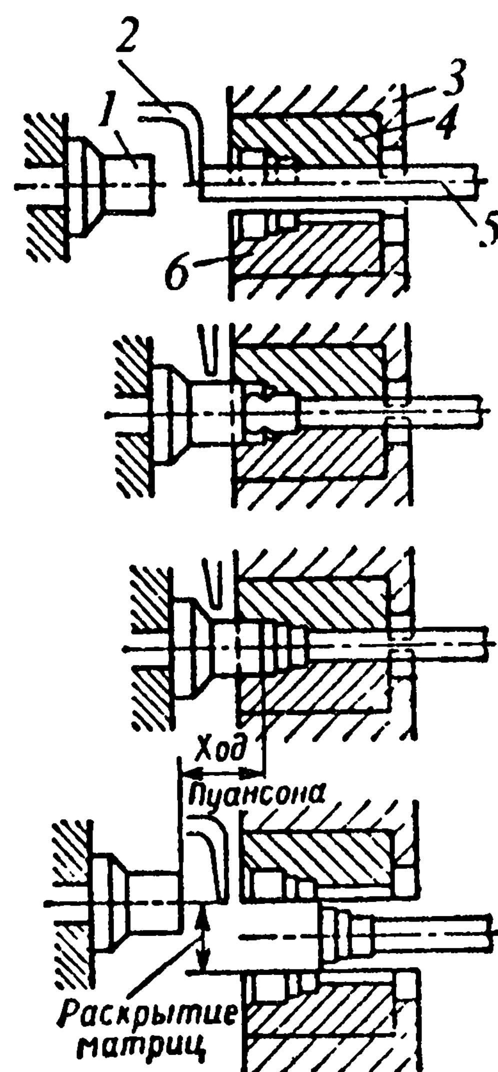


Рис. 20.6. Схема штамповки на горизонтально-ковочных машинах:
1 — пуансон, *2* — упор; *3* — станина, *4* — неподвижная матрица; *5* — заготовка; *6* — подвижная матрица

20.4. Специализированные методы получения поковок

Использование машин узкого назначения вместо универсальных позволяет во многих случаях осуществить наиболее оптимальные способы штамповки с точки зрения производительности, отхода металла, количества переходов, качества поковок и т. п. Поэтому специализированные процессы штамповки получают все большее распространение.

Штамповка на к о в о ч н ы х в а л ь ц а х представляет собой продольную прокатку нагретой заготовки между двумя валками, на которых закрепляются секторные штампы, имеющие соответствующие ручьи (рис. 20.7).

Существенным преимуществом вальцовки, как и вообще прокатки, является то, что поверхность контакта заготовки с рабочими ручьями в каждый момент деформирования составляет малую часть полной поверхности заго-

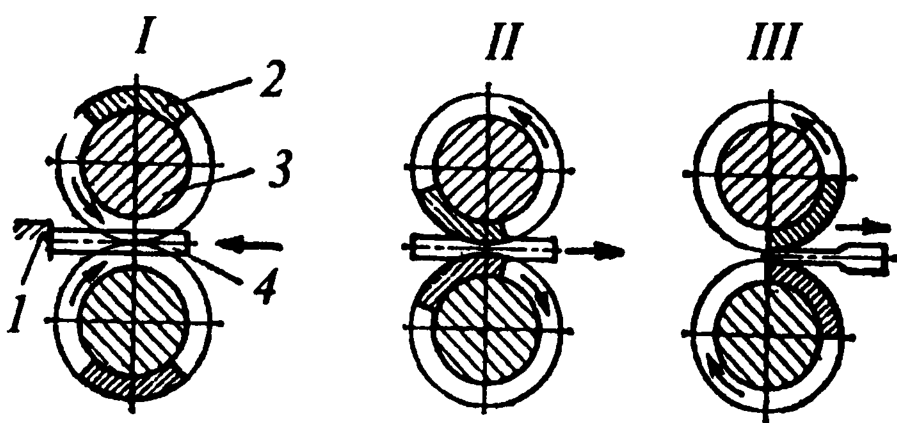


Рис. 20.7. Штамповка на ковочных вальцах: *1* — заготовка, *2* — секторные штампы; *3* — валки; *4* — поковка

товки. В результате этого требуется значительно меньшее усилие для деформации, чем при штамповке на прессах или молотах.

Технологический процесс штамповки на вальцах заключается в следующем: нагретая заготовка, сечение которой несколько больше максимального сечения поковки, пропускается между двумя валками. На их окружности закреплены сменные секторы-штампы, диаметры которых больше диаметра валка. Металл деформируется, течет вдоль и поперек ручья сектора-штампа, заполняет его, а излишек металла вытекает за пределы ручья, образуя облой. В дальнейшем облой обрезают. Процесс штамповки в вальцах осуществляется за один проход и может быть непрерывным при замкнутом расположении секторных штампов по всей окружности валков и при непрерывной подаче нагретой полосы. Это обеспечивает существенно более высокую производительность процесса по сравнению со штамповкой на молотах или прессах. Кроме того, ковочные вальцы относительно просты по конструкции, бесшумны в работе, их можно использовать в механизированных поточных линиях, что обусловило широкое применение этого процесса в кузнечно-штамповочных цехах.

Сущность процесса высокоскоростной штамповки заключается в том, что деформация металла в штампе протекает в условиях приложения мощного импульса энергии в небольшой промежуток времени. Это создается путем применения в рабочем цилиндре газов или жидкости высокого давления и сокращения пути перемещения рабочих частей штампов до момента их соударения.

При высокоскоростной штамповке пластичность металла увеличивается, что объясняется высокой скоростью деформации и поэтому небольшими тепловыми потерями нагретой заготовки из-за относительно небольшого времени контакта ее с рабочей частью штампа. Незначительные потери теплоты в процессе деформации металла, способствующие сохранению пластичности, позволяют изготовлять поковки из углеродистых, легированных, жаропрочных и труднодеформируемых сталей. При этом способе штамповки теплота, выделенная в результате пластической деформации, не рассеивается в штамповом пространстве, а повышает температуру заготовки.

Поскольку при штамповке возможно выделение большого количества теплоты, то возникает опасность перегрева металла, особенно в тонких сечениях поковки. Поэтому, как правило, нагрев заготовок производится на 80—150 °С ниже, чем при обычных способах штамповки. При этом способ нагре-

ва должен обеспечивать минимальное окалинообразование, поскольку при высокоскоростной штамповке окалина может глубоко вдавливаться в поковку.

Возможность штамповки некоторых высоколегированных сталей и сплавов на основе цветных металлов (например, жаропрочные стали, титановые сплавы и др.) существенно ограничивается из-за высокого сопротивления деформированию, низкой пластичности и узкого температурного интервала обработки давлением. Для получения поковок из подобных материалов часто применяют изотермическую штамповку. При этом способе горячее деформирование заготовки осуществляется в изотермических условиях, когда штампы и окружающее их рабочее пространство нагреты до температуры, близкой к температуре деформации сплава. Например, при штамповке в штампах из жаропрочного сплава ЖС6-К температура нагрева инструмента и рабочей зоны составляет до 900 °С. Нагрев обеспечивается индукторами, встроенными в рабочем пространстве пресса.

Изотермическая штамповка значительно повышает пластичность деформируемого сплава и снижает сопротивление деформированию. Изотермическая штамповка осуществляется в основном на прессах при небольших скоростях деформации, чтобы обеспечить наиболее полное протекание разупрочняющих процессов во время деформирования.

20.5. Исходные материалы и резка заготовок для машиностроительных поковок

В качестве заготовок для ГОШ в подавляющем большинстве случаев применяют прокат круглого, квадратного и прямоугольного профилей.

Мерные заготовки отрезают от прутка различными способами: резкой на пресс-ножницах и кривошипных прессах, ломкой в хладноломах, резкой пилами и абразивами и др.

Отрезка на пресс-ножницах является основным способом резки прутков диаметром от 15 до 300 мм из стали. Ломку на штампах-хладноломах применяют для разделки стальных прутков из крупных профилей диаметром 100—150 мм, в особенности из легированной стали. Обычно на ломаемом прутке газовой резкой делают надрез глубиной 10—15 мм. Пруток устанавливают на нож таким образом, чтобы надрез находился прямо против ножа. При нажатии вследствие высокой концентрации напряжений в месте надреза появляется трещина и происходит хрупкий излом.

Резку на пилах преимущественно применяют для разделки прутков из цветных металлов и сплавов, которые нельзя резать на пресс-ножницах вследствие получающегося большего смятия и трещин, а также для разделки прутков из высокоуглеродистых или легированных сталей и для крупных

профилей проката из конструкционных сталей. Резку абразивами используют при разделке высоколегированных хрупких сталей и сплавов.

Точность отрезаемой длины зависит от способа резки и колеблется от 0,2 до 8 мм. Так, при резке на хладноломе отклонение равно 3—8 мм, на пресс-ножницах 3—5 мм. Из этого следует, что получение заготовок для закрытой ГОШ этими способами неприемлемо.

Хорошее качество и параллельность торцов заготовки обеспечиваются при резке на пилах, анодно-механических или электроискровых станках. Однако эти способы резки заготовок малопроизводительны по сравнению с производительностью штамповочных механизмов.

20.6. Отделочные операции после ГОШ

Операции, которые производят с поковкой после ее штамповки, называют *отделочными.*

Обрезка заусенца и пробивка пленок. Все поковки, штампуемые в открытых штампах, имеют заусенец в полости разъема, а в поковках с внутренними отверстиями остаются пленки между наметками.

Обрезку заусенцев и пробивку отверстий выполняют на обрезных кривошипных прессах в холодном или нагретом состоянии. В последнем случае операции обрезки и пробивки выполняются сразу после штамповки.

Правка штампованных поковок производится с целью устранения искривлений осей и искажения поперечных сечений, получающихся при извлечении поковок из штампа, после обрезки заусенца и термической обработки. Правка производится в холодном или горячем состоянии в штампах, ручьи которых соответствуют конфигурации холодной или горячей поковки.

Термическая обработка поковок в значительной мере определяет механические свойства изделий и влияет на последующую механическую обработку резанием. Производится для выравнивания неоднородности величины зерна, измельчения зерен, снятия остаточных напряжений, повышения пластичности и вязкости, снижения твердости поковок. Наиболее часто применяют нормализацию и отжиг поковок.

Очистка поковок от окалины производится для облегчения условий работы режущего инструмента при последующей механической обработке, а также для облегчения контроля поверхности поковок.

При очистке поковок во вращающихся галтовочных барабанах поковки, загруженные в барабан со стальными звездочками, трутся и ударяются друг о друга и о звездочки. Этим способом очищают поковки простой формы и небольшой массы (до 6 кг). При дробеструйной очистке дробь размером 1—3 мм с большой скоростью сжатым воздухом подается на поковки большой массы (более 6 кг).

Очистка травлением в водных растворах кислот (5—18%-ная H_2SO_4 или HCl), нагретых до 40—60 °С, применяется для крупных и сложных поковок.

Калибровка поковок производится с целью повышения точности размеров всей поковки (объемная калибровка) или ее отдельных участков (плоскостная или чеканка). Плоскостная калибровка производится в холодном состоянии на специальных кривошипно-рычажных прессах с небольшой степенью деформации (5—10%). Точность вертикальных размеров на калиброванных участках получается в пределах от 0,1 до 0,25 мм.

Объемная калибровка производится как в холодном, так и горячем состоянии в штампах с ручьями, соответствующими конфигурации поковки.

20.7. Основные этапы технологического процесса горячей объемной штамповки

При разработке технологического процесса объемной штамповки отправным пунктом является проектирование чертежа поковки, который составляют на основании чертежа детали. От правильной разработки чертежа поковки зависит сложность, а иногда и возможность ее изготовления. Принята такая последовательность:

1) выбор плоскости разъема;

2) назначение припусков, допусков и напусков;

3) определение штамповочных уклонов;

4) определение радиусов закругления;

5) в поковках с отверстиями конструируют наметку под прошивку;

6) конструирование штампов с учетом расположения волокон в поковке, приемов и удобств штамповки, расположения баз последующей механической обработки и т. д.

Поверхностью разъема называется поверхность, по которой штампы соприкасаются между собой. При открытой штамповке поверхность разъема выбирают в виде плоскости или сочетания плоскостей так, чтобы поковка свободно вынималась из штампа. Желательно, чтобы плоскость разъема совпадала с двумя наибольшими габаритными размерами детали. Тогда третий наименьший габаритный размер будет высотой детали. При этом полость штампа будет иметь наименьшую глубину и наибольшую ширину и длину, что обеспечивает его прочность, легкость изготовления и легкий выем поковки. Для возможности контроля сдвига между верхним и нижним штампами необходимо, чтобы плоскость разъема пересекала вертикальную поверхность поковки.

Установление припусков, допусков и напусков необходимо, так как штамповкой нельзя получить абсолютно точные поковки. Припуски вклю-

чают дефективный слой металла, вмятины от окалины, искривление поковки, обезуглероженный слой и т. д. Этот дефектный слой удаляется при механической обработке.

Допуски учитывают недоштамповку поковки по высоте, износ ручья штампов, возможный сдвиг штампов и другие факторы.

Припуски и допуски при объемной штамповке назначают по ГОСТу. Величины их зависят от габаритов и массы поковки, от вида оборудования, требуемой шероховатости поверхности.

Иногда для упрощения формы поковки и технологии ее изготовления на поковку назначают напуски. В частности, устанавливают напуск на отверстия при диаметре менее 30 мм, так как стойкость выступов штампа для получения выемки в поковке диаметром менее 30 мм будет очень мала. К технологическим напускам относятся также штамповочные уклоны, шпоночные канавки и др.

Штамповочные уклоны необходимы для облегчения заполнения полости штампа металлом и извлечения из нее поковки. Штамповочные уклоны устанавливаются сверх припуска и назначаются на все вертикальные поверхности поковки, перпендикулярные плоскости разъема. Различают наружные и внутренние штамповочные уклоны. Наружные штамповочные уклоны в большинстве случаев составляют 5—7°, внутренние 7—10°. Их величина зависит от отношения глубины полости к ее ширине, материала поковки, смазки штампов, наличия выталкивателей и других факторов.

Все пересекающиеся поверхности поковки сопрягаются по радиусам, которые необходимы для лучшего заполнения полости штампа и предохранения его от преждевременной поломки, уменьшения концентрации напряжений в штампе. Радиусы закруглений выбирают по таблицам в зависимости от отношения глубины прилегающей полости к ее ширине. Внутренние радиусы примерно в три раза больше соответствующих наружных.

При штамповке в штампах с одной плоскостью разъема нельзя получить сквозное отверстие в поковке. Поэтому для экономии металла и облегчения последующей прошивки в поковке делают наметку с перемычкой — пленкой небольшой толщины. Обычно толщина пленки составляет 0,1 диаметра отверстия, но не менее 4 мм.

Определив все размеры спроектированной поковки с учетом температурной усадки, получают чертеж горячей поковки, по которому изготовляется полость штампа. Чертеж поковки при штамповке в закрытых штампах составляется по тем же принципам, но имеются некоторые особенности. Плоскость разъема обычно выбирают по верхней или нижней торцевой поверхности детали в той части, которая имеет наибольшую площадь поперечного сечения и вертикальные прилегающие к ней стенки (см. рис. 20.4). При штамповке на молоте более целесообразно выбирать нижнюю торцевую поверхность, с тем чтобы поковка оставалась на выступе нижнего штампа и ее

легко можно было удалить после штамповки. Штамповочные уклоны целесообразно выбирать несколько уменьшенными по сравнению с обычной штамповкой. Наружные радиусы закруглений выбирают в зависимости от глубины прилегающей полости, но не менее 1,5 мм; внутренние обычно в 2,5—3 раза больше, чем наружные.

При штамповке в разъемных матрицах наличие двух плоскостей разъема позволяет не предусматривать напусков там, где потребовалось бы делать их в штампах с одной плоскостью разъема. Штамповочные уклоны назначают значительно меньше (0,5—1,5) или совсем не предусматривают.

20.8. Технологические особенности ковки и штамповки цветных высоколегированных и труднодеформируемых металлов и сплавов

Из цветных металлов в машиностроении наибольшее применение нашли алюминиевые, магниевые и медные сплавы. Большинство этих сплавов имеет небольшие температурные интервалы обработки давлением. Поэтому их нагревают преимущественно в электропечах, позволяющих более точно выдерживать режим нагрева.

Большинство сплавов цветных металлов плохо деформируются при высоких скоростях (на молотах), так как процессы разупрочнения у них протекают медленно. Поэтому, например, медные и почти все магниевые сплавы обрабатывают только на гидравлических прессах.

Отличительной особенностью высоколегированных и труднодеформируемых сплавов (в частности, жаропрочных) являются весьма узкий температурный интервал ковки (100—200 °С вместо обычных 300—500 °С) и высокая температура рекристаллизации, которая протекает очень медленно. Эти сплавы имеют низкую теплопроводность, что вызывает большие тепловые напряжения, которые становятся опасными даже в результате охлаждающего действия инструмента.

В связи с отмеченными особенностями ковку малопластичных и труднодеформируемых сплавов осуществляют при тщательном соблюдении механических и тепловых режимов. Для улучшения условий ковки (в частности, для уменьшения неравномерности деформации) применяют смазку инструмента или обмазку слитков специальными покрытиями, уменьшающими теплоотдачу от металла, снижающими контактные силы трения. Применяют высокий подогрев бойков до 500—600 °С вместо 250—350 °С. Ковку целесообразнее проводить на гидравлических прессах, так как ввиду малой скорости деформирования на прессах разупрочняющие процессы (возврат и

рекристаллизация) успевают произойти полнее и упрочнение снимается. Для снижения растягивающих напряжений протяжку высоколегированных сталей целесообразно выполнять в подогретых бойках. Осадку в ряде случаев производят на подкладках из высокопластической стали.

20.9. Холодная объемная штамповка

Обычно под холодной штамповкой понимают штамповку без предварительного нагрева заготовки. Для металлов и сплавов, применяемых при штамповке, такой процесс деформирования соответствует условиям холодной деформации.

Холодная штамповка является одним из наиболее прогрессивных методов получения качественных заготовок в машиностроительной, приборостроительной, электротехнической и других отраслях промышленности. Она обеспечивает достаточно высокую точность и малую шероховатость поверхности заготовок при небольших отходах металла, а также малую трудоемкость и себестоимость изготовления. Производительность холодной штамповки в 2—3 раза выше, чем горячей, и в 10—15 раз выше по сравнению с обработкой резанием.

Возможность осуществления процессов холодной штамповки и качество готовых изделий во многом определяются качеством исходного материала. Большое значение имеет подготовка поверхности заготовок: удаление окалины, загрязнений и поверхностных дефектов. Заготовки обычно смазывают для снижения усилий штамповки, повышения стойкости инструмента, обеспечения качества поверхности и предотвращения образования трещин и других дефектов деталей.

В процессе холодной штамповки непрерывно меняется не только форма, но и структура металла и его физико-механические характеристики. Возникающий при этом наклеп металла в некоторых случаях ограничивает возможности формообразования, поэтому процессы холодной штамповки часто выполняют за несколько технологических переходов с постепенным приближением к окончательной форме и размерам готовых деталей и с промежуточным отжигом для восстановления пластических свойств металла.

Холодная объемная штамповка — высокоэффективный экономичный способ изготовления деталей, чаще всего тел вращения. Полученные детали, как правило, не требуют дальнейшей механической обработки и имеют высокие прочностные свойства.

Холодной объемной штамповкой обрабатываются сплавы, обладающие в холодном состоянии необходимой пластичностью. Поскольку сопротивление деформированию сплавов в холодном состоянии высокое, то этим видом

штамповки изготавливают стальные детали диаметром до 70—80 мм, детали из медных и алюминиевых сплавов до 150—200 мм при толщине стенок деталей от 0,1 до 15 мм и длине до 1500 мм.

Объемную штамповку выполняют на прессах или специальных холодноштамповочных автоматах. Ее основными разновидностями являются выдавливание, высадка и объемная формовка.

Заготовками для выдавливания служат горячекатаные прутки нормальной точности. Иногда заготовки вырубают из листа. В этом случае требуется хорошее качество среза и устранение наклепа отжигом краев заготовки после вырубки, чтобы предотвратить разрывы кромок при выдавливании.

Выдавливанием получают детали преимущественно цилиндрической или близкой к ней формы, например корпуса автомобильных свечей зажигания, конденсаторных батарей, генераторов и т. п. Точность размеров и шероховатость поверхностей деталей соответствуют получаемым при обработке резанием.

При выдавливании металл деформируется в условиях неравномерного всестороннего сжатия и поэтому обладает повышенной пластичностью. Тепловой эффект при больших скоростях деформаций может повысить пластичность металла и снижать его сопротивление деформированию.

Для выдавливания требуются большие удельные усилия, так как в холодном состоянии металл обладает высоким сопротивлением деформированию (для алюминиевых сплавов 500—1200 МПа, для сталей 2000—3000 МПа). Стойкость пуансона и матриц для выдавливания обеспечивается применением для каждого типа металла оптимальных покрытий поверхности заготовок и смазок.

Высадка — это осадка части заготовки, т. е. образование местных утолщений требуемой формы, например головки болтов, винтов и заклепок. Можно высаживать утолщения, концентричные и эксцентричные относительно оси стержня как на концевых, так и на средних участках заготовок. Заготовкой обычно служит холоднотянутый материал в виде проволоки или прутка диаметром 0,5—50 мм из черных и цветных металлов. Высадкой изготовляют стандартные и специальные крепежные детали, а также колеса, детали массового производства, например кулачки и зубчатые колеса заодно с валом и т. п. При высадке за один удар отношение длины высаживаемой части заготовки к ее диаметру должно быть не более 2,5—2,8. Высадку выполняют на холодновысадочных автоматах различных конструкций. Производительность автоматов достигает 400 деталей в минуту.

Холодная формовка — это формообразование деталей вследствие заполнения металлом полости штампа. Производится в открытых штампах с вытеканием излишка металла в специальную полость с образованием заусенца и в закрытых штампах без образования заусенца. Конструкции штампов, применяемых для холодной формовки, подобны штампам, используемым при горячей объемной штамповке.

Холодной формовкой изготавливают пространственные детали сложных форм, сплошные и с отверстиями. Детали обычно получают за несколько проходов, последовательно изменяющих форму заготовки, с промежуточным отжигом для снятия наклепа. При необходимости дальнейшей обработки резанием на заготовках предусматривают припуск для шлифования до 0,4 мм или для полирования до 0,05 мм.

Кроме прессов для холодной формовки применяют высокопроизводительные многопозиционные автоматы с большими технологическими возможностями.

Холодной объемной штамповкой получают готовые детали или близкие к ним заготовки, требующие минимальной обработки резанием. При холодной штамповке коэффициент использования металла достигает 95% вместо 30—40% при обработке резанием. Трудоемкость изготовления болтов на холодновысадочных автоматах в 200—400 раз меньше, чем на токарно-револьверных станках. При этом следует отметить, что при холодном деформировании формируется благоприятно ориентированная волокнистая структура металла, что придает деталям высокую усталостную прочность при динамических нагрузках.

Холодной объемной штамповкой получают детали из большой номенклатуры сталей и сплавов цветных металлов, детали симметричные и асимметричные, со шлицами, канавками, ступенчатыми полостями и других сложных форм. Масса деталей, штампуемых на автоматах, достигает 3,5 кг, а на прессах — 40 кг, диаметр поковок — до 200 мм.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные операции ковки.
2. Чем отличается горячая объемная штамповка (ГОШ) от ковки?
3. В каких случаях при ГОШ необходимо применять многоручьевые штампы?
4. Какую роль выполняет заусенец при штамповке в открытых штампах?
5. Почему при штамповке в закрытых штампах необходимо иметь заготовки большей точности по размерам?
6. Какие разновидности ГОШ вы знаете?
7. Назовите отделочные операции ГОШ.
8. Для деталей какого вида и из каких материалов применяется холодная объемная штамповка?

Глава 21. Листовая штамповка (ЛШ)

К листовой штамповке относятся методы получения деталей и изделий, для которых в качестве исходной заготовки используют листовой материал, трубные заготовки, катаные и гнутые профили.

Листовую штамповку осуществляют как в холодном, так и подогретом состоянии. Горячей листовой штамповкой (ГЛШ) получают крупногабаритные детали паровых и гидравлических турбин большой мощности, детали прессов, прокатных станов, элементы космических аппаратов, подводных лодок, судов и др.

Широкое применение листовой штамповки обусловлено рядом достоинств, которыми обладает данный способ. К их числу можно отнести:

1) малую металлоемкость изделий;

2) высокую точность штампуемых изделий;

3) хорошее качество поверхности, что позволяет полностью исключить или совсем свести к минимуму обработку поверхности;

4) высокую производительность;

5) простоту механизации и автоматизации процессов листовой штамповки;

6) приспособляемость к условиям производства (рентабельность в условиях как мелкосерийного, так и массового производства);

7) малоотходность;

8) возможность получения различных и оптимальных механических свойств в различных участках деталей, получаемых штамповкой.

Все операции листовой штамповки можно объединить в две группы: разделительные и формоизменяющие.

21.1. Разделительные операции листовой штамповки

При выполнении разделительных операций деформирование заготовки происходит вплоть до разрушения.

В начальной стадии процесса разделения заготовки пластическая деформация сосредоточивается у кромок инструмента (рис. 21.1), который внедряется на некоторую глубину в металл. При этом возникают очаги деформации, которые в ходе процесса, продвигаясь в толщину заготовки, смыкаются. В результате пластическая деформация охватывает всю толщину заготовки в месте реза.

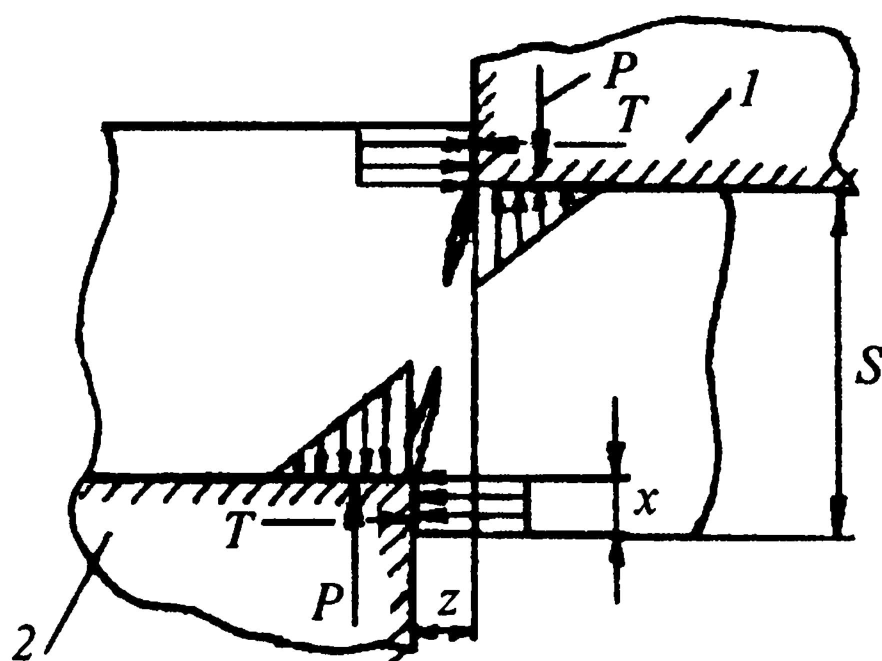


Рис. 21.1. Схема разрушения металла при разделительной резке

Дальнейшее внедрение режущих кромок вызывает смещение одной части заготовки относительно другой. При этом в результате действия момента, образованного силами *P*, заготовка стремится повернуться, а на ее боковых гранях возникают горизонтальные силы *T*, прижимающие заготовку к боковым граням режущего инструмента. Эти силы при смещении режущего инструмента относительно заготовки сглаживают поверхность, образуя блестящий поясок *x* по поверхности среза. При достижении предельной величины деформации в слоях заготовки, расположенных вблизи от режущих кромок, возникают трещины, которые из-за расклинивающего действия сил *P* и *T* несколько разворачиваются и сливаются (встречаются) в теле заготовки.

Условием встречи трещин в теле заготовки является выбор величины зазора *Z* между пуансоном *1* и матрицей *2*. Для конструкционных сталей зазор обычно составляет 10% от толщины разрезаемого металла (*S*).

Разделительной резкой получают детали, к которым не предъявляются высокие требования качества поверхности разделения (например, заготовки под последующую обработку).

В плоских деталях, полученных из листа, часто требуются хорошая чистота поверхности разделения и повышенная точность поперечных размеров, которые достигаются увеличением высоты блестящего пояска. Это возможно за счет уменьшения концентрации напряжений, например при затуплении режущих кромок, или за счет ликвидации растягивающих напряжений в очаге деформирования.

В результате чистовой вырубки получают высокоточные детали, не требующие дальнейшей обработки, например шестерни часов, рычаги фотоаппаратов и т. д. Использование чистовой вырубки увеличивает энергозатраты процесса в 2—2,5 раза.

Основные виды разделительных операций: о т р е з к а — разделение заготовки по незамкнутому контуру; в ы р у б к а — разделение заготовки по замкнутому контуру, при котором отделяемая часть является деталью; п р о б и в к а — разделение заготовки по замкнутому контуру, при котором отделяемая часть является отходом.

При проектировании деталей, получаемых вырубкой или пробивкой, следует придерживаться следующих правил.

1. Необходимо избегать сложных конфигураций с узкими и длинными вырезами контура или очень узкими прорезями.

2. Малые и средние заготовки (до 300 мм) необходимо проектировать с радиусами скругления углов ($r \geqslant 0{,}5S$), поскольку для их изготовления применяют цельные матрицы. Крупногабаритные заготовки (более 300 мм) можно проектировать без закруглении углов, так как они изготовляются в составных матрицах.

3. Сопряжения сторон наружного контура следует выполнять с закруглениями лишь в случае необходимости вырубки детали по всему контуру.

Для безотходного раскроя допускают сопряжения под прямым углом.

4. Наименьшие размеры пробиваемых отверстий не должны быть менее (1,3—1,5)S.

5. Наименьшее расстояние от края отверстия до прямолинейного наружного контура должно быть не менее S для фигурных круглых отверстий и не менее 2,5S, если края отверстий параллельны контуру детали.

6. Не следует располагать отверстия в заготовке, подлежащей гибке, близко к радиусу закругления детали. Наименьшее расстояние от края отверстия до загнутой полки должно составлять $a \geqslant r + 2S$, где r — радиус изгиба.

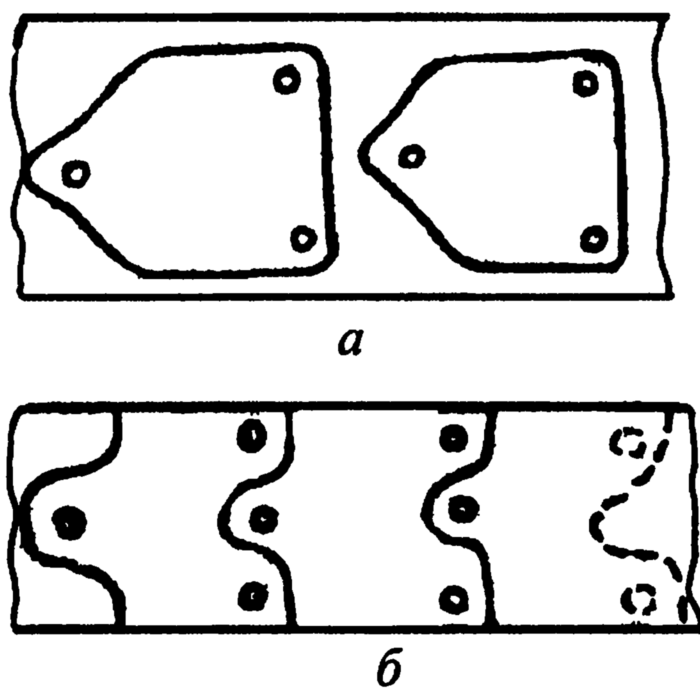


Рис. 21.2. Примеры раскроя: *а* — нерационального; *б* — рационального

В большинстве случаев конфигурация холодноштампованной детали или ее заготовки может быть изменена без какого-либо ущерба для конструктивного или эксплуатационного назначения таким образом, что измененная форма детали позволит значительно снизить расход материала (рис. 21.2).

21.2. Формообразующие операции листовой штамповки

В отличие от разделительных, при формоизменяющих операциях во избежание разрушения заготовки избегают максимальной локализации пластической деформации. Наиболее широко применяющиеся формообразующие операции листовой штамповки — гибка и вытяжка.

Гибка — изменение направления оси заготовки. В процессе гибки слои металла, прилегающие к пуансону, сжимаются, а противоположные — растягиваются (рис. 21.3, *а*). Серединные слои заготовки напряжений при этом не испытывают, их называют нейтральными.

При гибке следует учитывать направление прокатки; в общем случае желательно, чтобы сжатие и растяжение были направлены вдоль волокон.

Определяя необходимый угол изгиба, следует учитывать так называемый угол пружинения — уменьшение угла изгиба после снятия деформирующей нагрузки вследствие упругой деформации. Угол пружинения увеличивается с увеличением радиуса изгиба, прочностных характеристик металла, с уменьшением толщины заготовки.

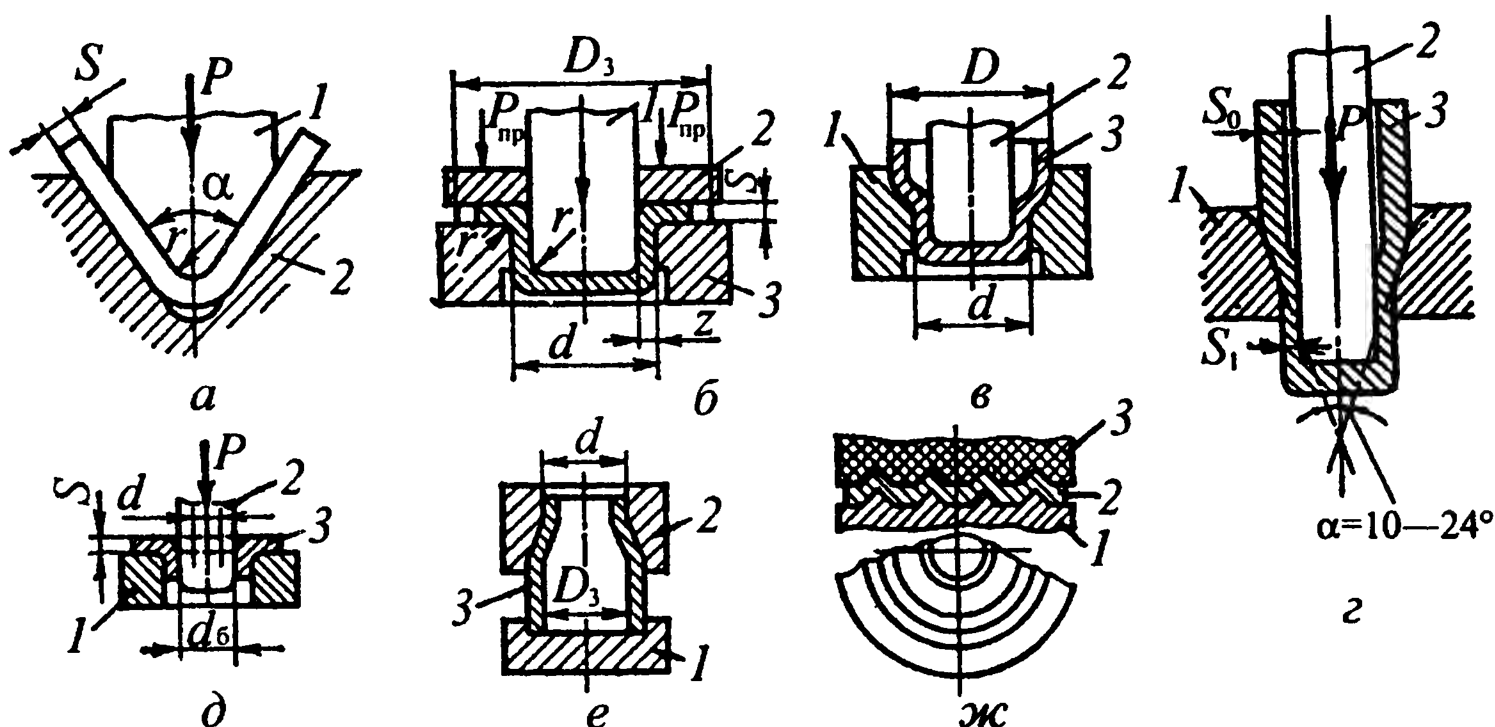


Рис. 21.3. Формообразующие операции:
а — гибка; *б* — вытяжка, *в* — многопереходная вытяжка, *г* — вытяжка с утонением стенки, *д* — отбортовка, *е* — обжим; *ж* — формовка; *1* — матрица; *2* — пуансон, *3* — заготовка

Гибкой получают изделия типа скоб, кронштейнов, заготовок для шовных труб и др.

Основные технологические требования к конструкции изогнутой детали.

1. Минимально допустимые радиусы гибки следует применять лишь в случае конструктивной необходимости, в большинстве случаев возможно применить увеличенные радиусы гибки $r = S$, а для толстых заготовок $r > 2S$.

2. В случае гибки пластичных металлов (сталь 10, 20) с малым радиусом закругления (0,5S) линию изгиба желательно располагать поперек волокон проката. В случае гибки тех же металлов с радиусом $r \geqslant S$ расположение линии изгиба безразлично.

3. При гибке твердых и малопластичных металлов (бронза, сильноупрочненная латунь, лента пружинной стали и др.) линию изгиба следует располагать поперек волокон проката. Наименьший радиус изгиба берется в пределах (2—4)S.

4. При изгибе заготовки в разных направлениях, а также при изготовлении правых и левых деталей из одной заготовки радиус закругления одного из перегибов должен быть увеличен. Гибка должна быть произведена таким образом, чтобы сторона с заусенцами пришлась на наружную сторону перегиба с увеличенным радиусом.

5. Для увеличения жесткости гнутых деталей и устранения упругого пружинения рекомендуется штамповка ребер жесткости поперек угла изгиба.

6. Наименьшая высота отгибаемой полки должна быть $h \geqslant 3S$.

Вытяжка без утонения стенок — превращение плоской заготовки в полое изделие или увеличение высоты полого полуфабриката путем протягивания через матрицу с уменьшением поперечных размеров заготовки, но без предварительного ее утонения (рис. 21.3, *б*).

Особенностью вытяжки является то, что фланец и вертикальные стенки вытягиваемой заготовки находятся в различных условиях напряженного и деформированного состояний. Сжимающие напряжения σ_0 во фланце могут

привести к потере устойчивости (образованию складок), а растягивающие напряжения $\sigma_р$ в стенке могут привести к отрыву донной части, что накладывает определенные ограничения на технологический процесс вытяжки. Мерой деформации при вытяжке является коэффициент, равный

$$K_в = D_{заг}/d_{изд},$$

где $D_{заг}$ — диаметр заготовки; $d_{изд}$ — диаметр изделия.

Обычно $K_в$ = 1,6—2,2. Предельный (теоретический) коэффициент вытяжки для деталей типа кругового цилиндра с дном равен 2,7.

Если требуется получать детали с большими значениями коэффициента вытяжки, применяют многопроходную вытяжку (рис. 21.3, *в*) с межоперационным отжигом.

Размеры заготовок под вытяжку определяют из условия равенства поверхностей заготовки и отштампованного изделия.

Вытяжка с утонением стенки отличается тем, что зазор между матрицей и пуансоном выбирается меньшим, чем толщина материала заготовки (рис. 21.3, *г*). Заготовкой в этом случае является стакан, полученный обычной вытяжкой. Матрица имеет форму деформирующего конуса с углом 10—20°.

Обычно при вытяжке с утонением стенки не стремятся уменьшить диаметр изделия; утонение стенки приводит к большому увеличению высоты изделия. Степень деформации стенки при этом может составлять 40—60%.

Вытяжкой получают как осесимметричные детали, так и детали коробчатой и более сложных форм, например кузовные детали автомобилей.

Основные технологические требования к конструкции полых деталей, изготовленных вытяжкой:

1) необходимо по возможности избегать сложных и несимметричных форм вытягиваемых деталей, прибегая к ним лишь в случае явной конструктивной необходимости;

2) радиусы закруглений у фланца должны быть по возможности больше, а радиусы закруглений у дна могут быть взяты меньшими. Сопряжение стенок с дном без радиуса закругления может быть выполнено путем дополнительной калибровки или при штамповке толстых заготовок ($D/S \leqslant 20$);

3) необходимо избегать глубоких вытяжек с широким фланцем ($D > 3d$ при $h \geqslant 2d$, где h — высота цилиндрической части), требующих большого количества операций;

4) в прямоугольных коробках следует избегать острых углов в плане и у дна детали.

Отбортовка (рис.21.3, *д*) — процесс получения горловины или просто бортов вокруг предварительно пробитых отверстий. Формоизменение определяют коэффициентом отбортовки $K_0 = d/d_0$, который зависит от механических характеристик металла заготовки и ее относительной толщины S/d_0 и не должен превышать 1,8.

Отверстие для отбортовки предпочтительно просверлить, так как при пробивке появляющиеся наклеп и заусенцы существенно снижают допустимый K_0. В этой связи часто комбинируют пробивку отверстий с последующим рассверлива-

нием. Отбортовку применяют для изготовления кольцевых деталей с фланцами, для образования выступов под резьбу, для сварки с трубами и т. п.

Обжим — уменьшение периметра поперечного сечения концевой части полой заготовки — производится сужающей полостью матрицы (рис. 21.3, *е*) насаживанием ее на гильзу. За один переход можно получить $d = (0,7—0,8)D$. Для получения горловины еще меньшего диаметра делают несколько последовательных операций, иногда с промежуточным отжигом.

Раздача — увеличение периметра поперечного сечения концевой части полой заготовки путем заталкивания в нее расширяющегося пуансона. Раздача — это операция, противоположная обжиму.

При необходимости местного изменения формы листовой заготовки, сохраняя при этом размеры ее наружного контура, производят локальную вытяжку, называемую формовкой.

Формовку часто используют для увеличения жесткости листов конструкции путем создания конструкционных выступов или впадин, ребер жесткости и т. п. — капот и крышка багажника автомобиля, двери, боковины канистр (рис. 21.3, *ж*).

Формовка производится в штампах, аналогичных вытяжным штампам, с увеличенной силой прижима до такой степени, что зажатая часть листа не подвергается деформации. Изменение формы внутренней части изделия происходит за счет ее утонения.

21.3. Оборудование и инструмент для листовой штамповки

Разделительные операции осуществляют, как правило, на механических ножницах гильотинного, алигаторного и дискового типов или на штампах, установленных на различные виды прессов.

Ножницы — специализированная машина, позволяющая отрезать заготовки различных конфигураций и видов как по замкнутому, так и по незамкнутому контуру.

У *гильотинных* ножниц инструмент (режущие ножи) имеет наклонные режущие кромки и перемещается параллельно-поступательно.

У *алигаторных* ножниц режущая верхняя кромка совершает угловые качательные движения относительно оси, закрепленной на нижней кромке.

У *дисковых* ножниц инструмент (режущие ножи) изготовлен в виде двух (или более) металлических дисков с параллельными осями вращения, которые вращаются в разные стороны.

Формообразующие операции листовой штамповки осуществляют на механических прессах с увеличенным ходом, а также гидравлических

прессах в штампах различных типов (рис. 21.4).

Штамп состоит из верхней *1* и нижней *4* плит, на которых крепится инструмент — матрица *8*, вытяжной пуансон *7*, вырубная матрица *5*, направляющие колонки *3* и втулки *2*, пружины прижима *9* и прижим *6*, нажимный хвостовик *10*.

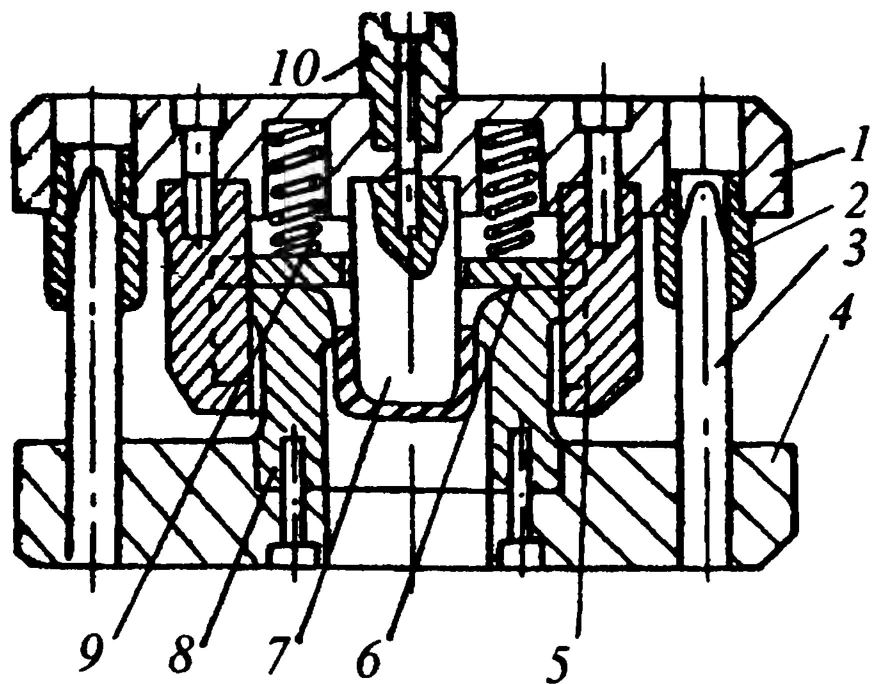


Рис. 21.4. Штамп для вытяжки

Штампы устанавливаются на пресс, верхняя плита штампа посредством хвостовика *10* крепится к ползуну, а нижняя — к подштамповой плите пресса. Оператор пресса укладывает заготовку на позицию обработки (на деталь *8*) и кнопкой или педалью включает пресс. Ползун опускается, инструмент пресса воздействует на заготовку, осуществляя определенные операции листовой штамповки (в нашем случае вырубает из полосы круглую заготовку), а затем вытягивает цилиндрический стаканчик.

В современном массовом производстве применяют сложные многопозиционные штампы или группы штампов, установленные на нескольких прессах. Укладка заготовки в штамп, съем ее с позиции обработки и передача заготовки с позиции на позицию, как правило, механизированы или автоматизированы.

21.4. Другие способы листовой штамповки

В единичном и мелкосерийном производстве применять жесткие штампы экономически невыгодно. В этих случаях широко применяются штамповка в универсальных штампах эластичной средой, штамповка взрывом, электрогидравлическая (ЭГШ) и магнитно-импульсная, давильные работы и др.

Штамповка эластичной средой. Существует две разновидности способа: вытяжка резиновым пуансоном (рис. 21.5, *а*) и вытяжка резиновой матрицей (рис. 21.5, *б*).

Заготовку укладывают на матрицу (рис. 21.5, *а*) или на пуансон и прижим (рис. 21.5, *б*). Резина, опускаясь, прижимает заготовку к матрице (*а*) или прижиму (*б*) и вдавливает ее в матрицу или обтягивает по пуансону, формуя деталь.

В последнее время резину заменяют полиуретаном, который обладает весьма высокой твердостью, эластичностью и износостойкостью (выдерживает до 50 000 штамповок), что позволяет существенно увеличивать срок службы таких штампов.

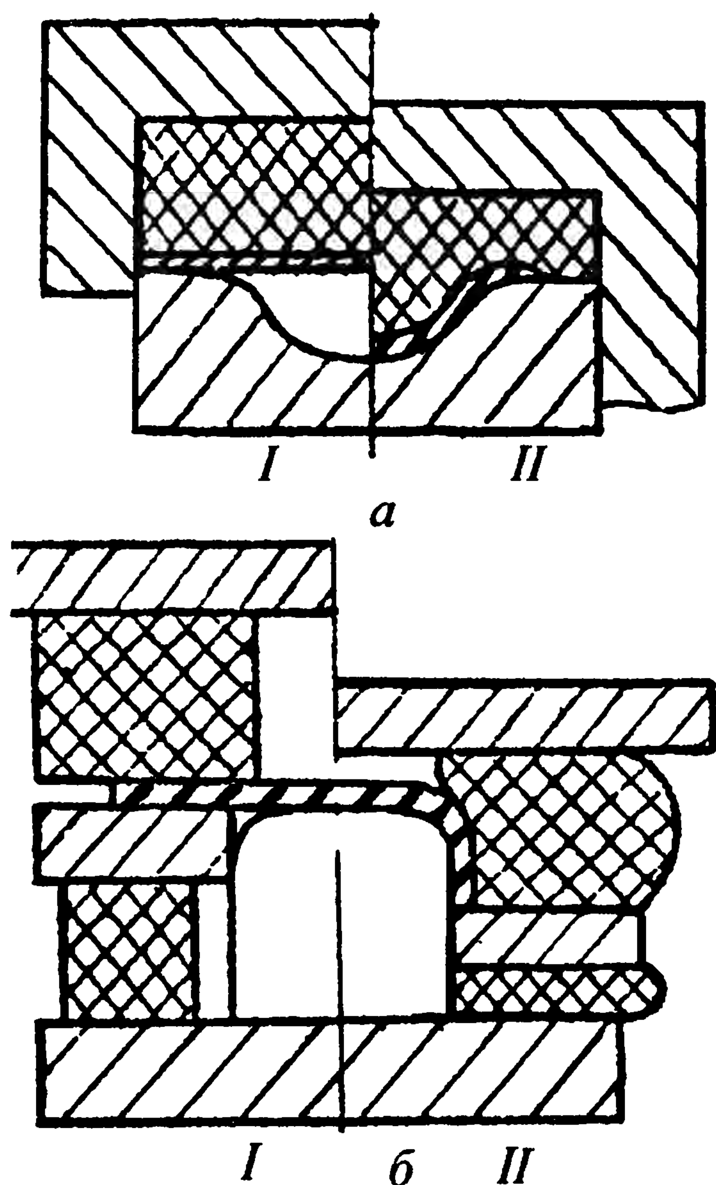


Рис. 21.5. Штамповка эластичной средой:
а — вытяжка резиновым пуансоном; *б* — вытяжка резиновой матрицей; *I* — начальная стадия процесса; *II* — конечная стадия процесса

Штамповка взрывом применяется для изготовления крупногабаритных деталей при толщине более 2 мм. Преимуществом данного способа является высокая экономическая эффективность в результате резкого снижения капитальных затрат и сокращения сроков и стоимости подготовки производства. Другим достоинством является возможность штамповки деталей из высокопрочной стали.

Штамповка взрывом (рис. 21.6) основана на деформации листовой заготовки *2* давлением ударной среды, образующейся при взрыве бризантных взрывчатых веществ *1*.

В зависимости от размеров и формы штампуемых деталей штамповка взрывом осуществляется различными способами: при больших габаритах деталей — штамповкой в бассейнах с водой; при штамповке небольших деталей — штамповкой в наземных установках в бронекамерах.

Штампы для штамповки взрывом состоят из матрицы *3*, имеющей рабочую полость соответственной формы, с отверстием для удаления воздуха. Для небольших деталей применяют металлические литые или сварные матрицы. Для крупногабаритных деталей, в целях удешевления, матрицы выполняют из дерева или железобетона с поверхностной облицовкой рабочих поверхностей (металлом или стеклопластиком).

Известны случаи применения для штамповки взрывом матрицы, изготовленной из льда (обычно для крупногабаритных деталей). Вода замораживается жидкой углекислотой. После штамповки появившиеся в матрице трещины заливают водой и вновь замораживают. Штамповка производится при 10—15 °С.

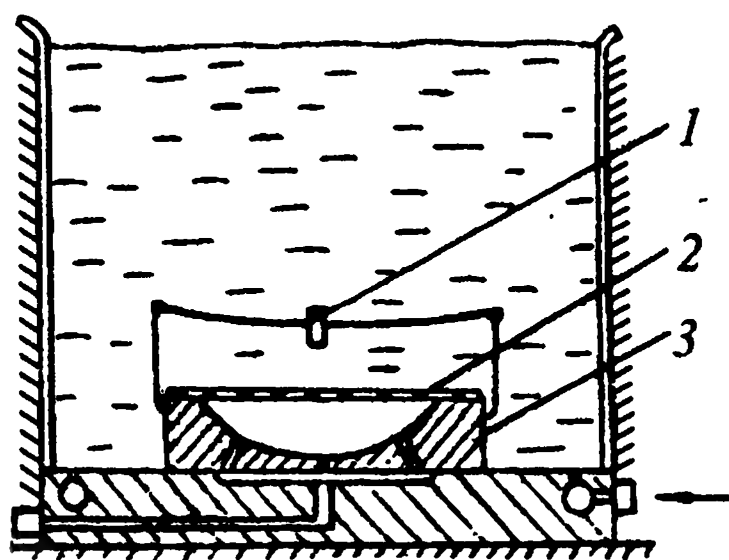


Рис. 21.6. Схема штамповки взрывом:
1 — заряд; *2* — заготовка; *3* — матрица

Электрогидравлическая штамповка (ЭГШ). В основу ЭГШ положен электрогидравлический эффект образования ударных волн при мощных электрических разрядах в несжимаемых

жидкостях (рис. 21.7). Заготовку *3* укладывают на матрицу *4*, имеющую полость, соответствующую конфигурации желаемой детали, и сверху закрывают контейнером *5*. В контейнер введены электроизолированные электроды *2*, подсоединенные к сети высоковольтных конденсаторов большой емкости. Полость матрицы вакуумируют, а в полость контейнера закачивают воду. При мгновенном разряде конденсаторной батареи (время разряда $4 \cdot 10^{-5}$ с) в жидкости возникает ударная волна, деформирующая заготовку, которая принимает форму матрицы.

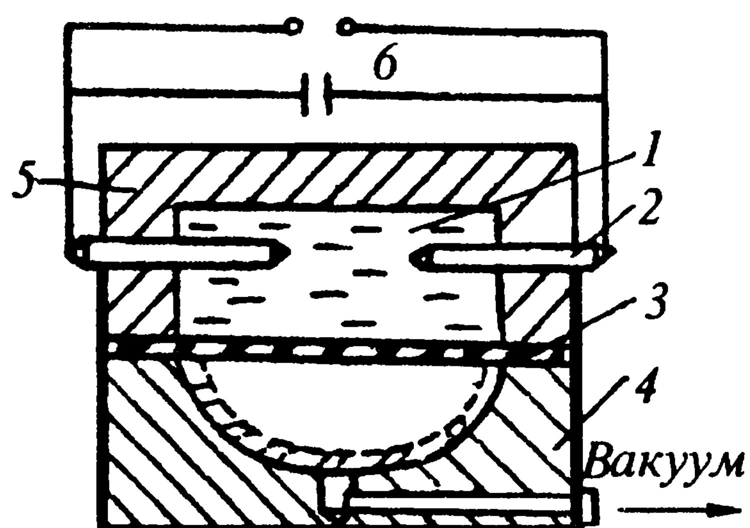


Рис. 21.7. Схема электрогидравлической штамповки:
1 — камера; *2* — электроды, *3* — заготовка; *4* — матрица; *5* — контейнер, *6* — источник тока

Магнитно-импульсная штамповка (рис. 21.8) характеризуется тем, что давление на деформируемую металлическую заготовку создается непосредственным воздействием импульсного магнитного поля, без участия промежуточных твердых, жидких или газообразных сил. Это позволяет штамповать детали из полированных и лакированных заготовок без повреждения поверхности, а также деформировать заготовки, заключенные в герметическую пластмассовую оболочку.

Магнитно-импульсная обработка основана на мгновенном разряде электроэнергии, накопленной в мощной конденсаторной батарее *1*, через индуктор, являющийся рабочим органом. При этом в цепи индуктора *2* протекает импульс тока, а в прилегающем пространстве возникает импульсное магнитное поле, которое индуцирует в металлической заготовке *3* вихревые токи противоположного направления.

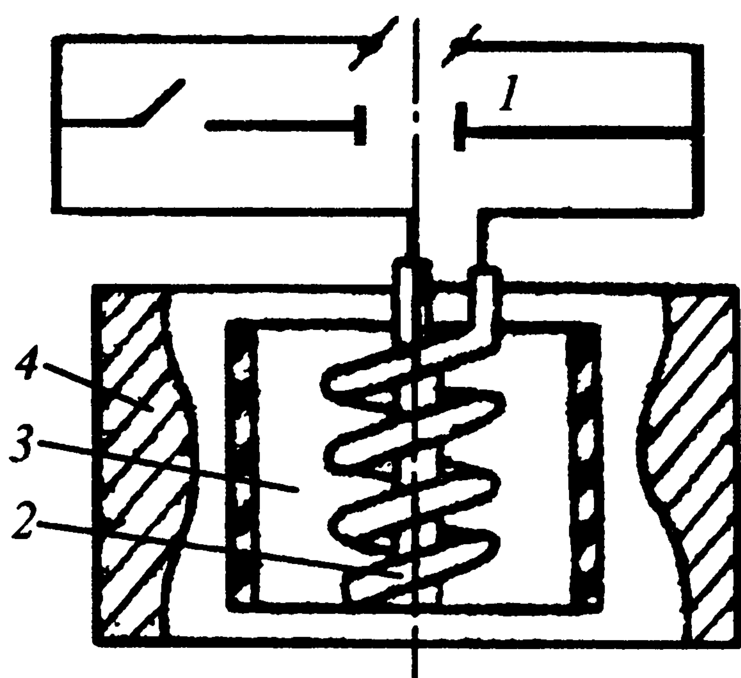


Рис. 21.8. Магнитно-импульсная штамповка:
1 — источник тока; *2* — индуктор; *3* — заготовка; *4* — матрица

При взаимодействии мощного магнитного поля индуктора с индуцированным в заготовке током и его магнитным полем возникают элекромеханические силы взаимодействия, стремящиеся оттолкнуть заготовку от индуктора и вызывающие ее деформацию. Магнитный импульс длится от 10 до 20 мкс, создавая давление от 3500 до 39 000 кг/см^2. Так же как и при штамповке взрывом, длительность магнитного импульса во много раз меньше времени деформации заготовки. Поэтому импульсное поле непосредственно действует на заготовку лишь в начальный момент (период разгона), после

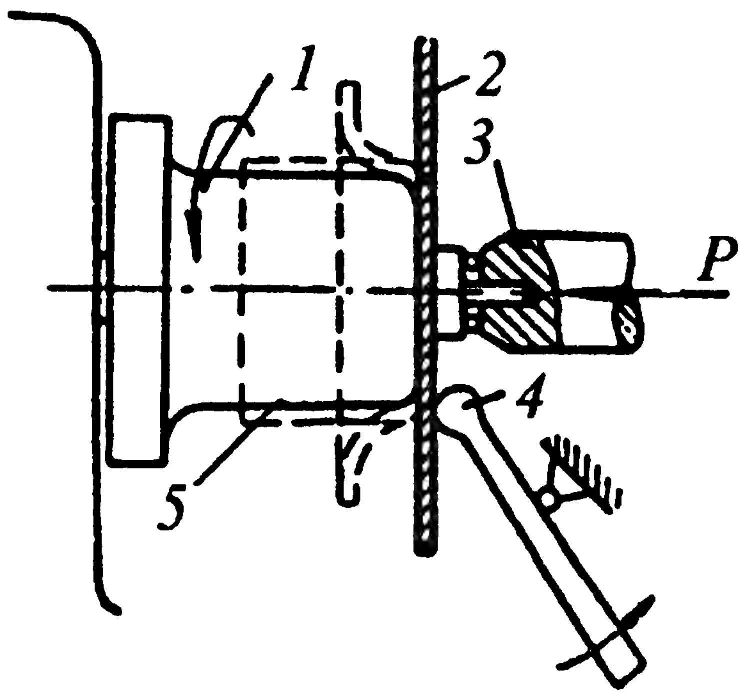


Рис. 21.9. Схема давильных работ:
1 — оправка; *2* — заготовка; *3* — упор;
4 — давильный ролик; *5* — форма изделия

чего дальнейшая деформация заготовки происходит под действием полученного ею запаса кинетической энергии.

Движущаяся с высокой скоростью заготовка (300—400 м/с) ударяется о матрицу *4*, в результате чего возникают огромные силы соударения, деформирующие заготовку. Импульсная магнитная штамповка получила довольно большое применение в промышленности для вытяжки, пробивки отверстий, обжатия и раздачи труб, сборки трубчатых деталей с оправками и т. п.

Давильные и давильно-раскатные работы. В некоторых случаях холодноштамповочные операции сочетаются с давильными (рис. 21.9) или накатными операциями, выполняемыми на специальных станках при вращательном движении заготовки (детали) или деформирующего инструмента.

Заготовку *2* устанавливают осесимметрично между оправкой *1* и упором *3* и зажимают силой *P*. Давильный ролик *4* воздействует на вращающуюся заготовку, последовательно меняя ее форму. По окончании процесса готовая деталь *5* имеет форму оправки.

Давильными процессами получают пустотелые детали выпуклой конфигурации весьма сложной формы. Иногда для этого требуется применение разборных оправок, позволяющих извлекать их по частям из полученной детали.

Контрольные вопросы

1. Назовите разделительные операции листовой штамповки.
2. Назовите формообразующие операции листовой штамповки.
3. Что такое «угол пружинения»?
4. Какое оборудование применяется для листовой штамповки?
5. Чем отличается штамповка взрывом от электроимпульсной?
6. Как определяется коэффициент вытяжки при листовой штамповке?

Раздел 4. Сварка и пайка металлов

Глава 22. Физико-химические основы образования сварного соединения

22.1. Образование сварного соединения. Определение сварки

Сварочный процесс, как и пайка, направлен на получение монолитного соединения, которое возникает в случае установления связей между атомами свариваемых деталей на границе их раздела, аналогично связям, действующим в твердом теле.

В зависимости от основных признаков, которые в данном определении превалируют, понятия сварки могут быть различные. Например, сварка определяется как процесс получения неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между соединяемыми частями при их нагревании и (или) пластическом деформировании. В данном определении указывается и на физическую сущность процесса, и на технологические принципы его реализации.

Наиболее общим определением процесса сварки является ссылка на его термодинамическую сущность: сварка — это процесс получения монолитного соединения материалов за счет термодинамически необратимого превращения тепловой и механической энергии и вещества в стыке.

Процесс сварки включает две стадии: образование физического контакта между соединяемыми деталями и возникновение электронного взаимодействия между их поверхностями. Далее происходит развитие диффузионных процессов.

В идеальном случае сварка должна происходить после того, как соединяемые поверхности сблизились на межатомные расстояния. На рис. 22.1 показано, каким образом изменяются межатомные силы взаимодействия (притяжения и отталкивания), а также потенциальная энергия по мере сближения атомов. Как видно, на первой стадии сближения силы притяжения $P_{пр}$

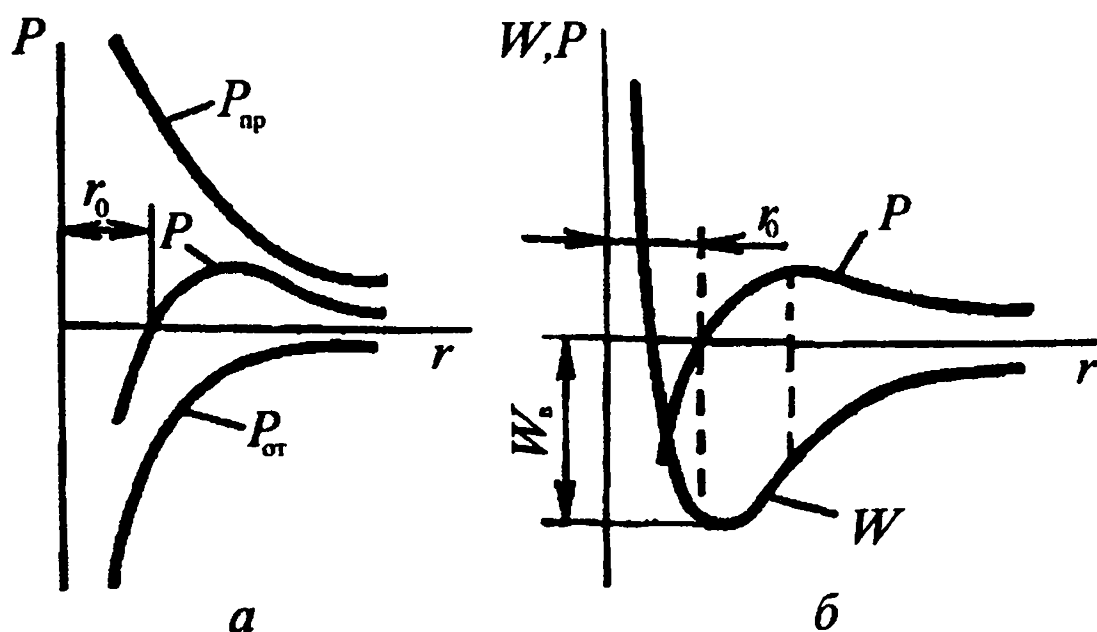


Рис. 22.1. Характер изменения сил взаимодействия (*а*) и потенциальной энергии (*б*) при сближении атомов

больше сил отталкивания $P_{от}$ (рис. 22.1, *а*). Затем начинается процесс взаимного перекрытия электронных оболочек атомов и наблюдается резкое возрастание сил отталкивания. При $r = r_0$ силы притяжения и отталкивания сравняются. В дальнейшем сближение атомов будет сопровождаться интенсивным возрастанием сил отталкивания.

В идеальном случае атомы после некоторых колебательных движений должны самопроизвольно установиться на расстояние $r = r_0$, когда $P_{пр} - P_{от} = 0$. В этот момент величина потенциальной энергии системы W будет минимальна, что характерно для устойчивого равновесия (рис. 22.1, *б*). Стремление системы к минимуму свободной энергии соответствует второму закону термодинамики, а минимум потенциальной энергии $W_в$ — энергии ван-дер-ваальсовой связи. Если энергию поверхности монокристалла принять за $W_п$, то после соединения монокристаллов между ними устанавливается одна поверхность раздела с энергией $W_в$. Эта энергия меньше суммарной энергии двух поверхностей, т. е. $W_в << 2W_п$.

Рассмотренная схема образования монолитного соединения при сварке, не противоречащая второму закону термодинамики, возможна, однако, при наличии некоторой энергии активации, а не только в результате сближения соединяемых поверхностей. Поэтому в любом случае для сварки обязательно потребуется затратить энергию активации $W_п$, например в виде теплоты (термическая активация) или упругопластической деформации (механическая активация).

Образование монолитного соединения в реальных условиях затруднено из-за наличия на поверхностях деталей микронеровностей, оксидных пленок, адсорбированных газов, различного рода загрязнений.

В зависимости от характера вводимой энергии все сварочные процессы (сварку, пайку, резку) можно отнести к термическим (Т), термомеханическим (ТМ) и механическим (М) методам.

При т е р м и ч е с к и х методах сварки с помощью внешнего источника нагрева кромки расплавляются, образуя так называемую сварочную ванну. Расплавление металла способствует его объединению в единое целое.

После прекращения поступления теплоты к сварочной ванне (удаление источника теплоты или его отключение) происходит быстрое охлаждение и

последующая кристаллизация расплавленного металла при максимальном теплоотводе в стенки ванны. Процесс кристаллизации заканчивается образованием монолитного шва, который связывает свариваемые детали в единое целое. Аналогично при пайке вследствие кристаллизации припоя, заполняющего зазор между деталями и смачивающего нагретые поверхности, образуется паяное соединение.

При механических методах сварки необходимо приложить давление, под влиянием которого в месте сварки возникают значительные упругопластические деформации, вызывающие разрушение оксидной пленки, смятие микронеровностей, обеспечение физического контакта и образование между атомами прочных связей, соответствующих связям при расстоянии между ними, равном параметру кристаллической решетки.

При термомеханических методах сварки металл в месте соединения деталей нагревается от внешних источников теплоты до температуры плавления или пластического состояния. Нагревание позволяет снизить удельное давление, уменьшить величину минимальной относительной деформации, необходимой для сварки.

В соответствии с термодинамическим определением процессов сварки основными признаками для их классификации должны служить: форма вводимой энергии, наличие давления и вид инструмента — носителя энергии, на основании чего классифицируются виды сварки (табл. 22.1).

Таблица 22.1. **Классификация видов сварки**

	Класс		
	термический	термомеханический	механический
Виды сварки	Дуговая	Контактная	Холодная
	Электрошлаковая	Диффузионная	Взрывом
	Электронно-лучевая	Индукционно-прессовая	Ультразвуковая
	Плазменная	Газопрессовая	Трением
	Ионно-лучевая	Дугопрессовая	Магнитно-импульсная
	Тлеющим разрядом	Шлакопрессовая	
	Световая	Термокомпрессионная	
	Индукционная	Печная	
	Газовая		
	Термитная		
	Литейная		

Кроме того, сварку классифицируют и по другим признакам:

а) способу защиты металла в зоне сварки (сварка на воздухе, в вакууме, в защитном газе, под флюсом и т. п.);

б) непрерывности сварки (непрерывные и прерывистые , т. е. импульсные процессы);

в) степени механизации (ручная, механизированная, автоматическая);

г) технологическим (вид электрода или дуги, род сварочного тока, полярность, тип и количество электрических дуг и т. п.).

22.2. Особенности применения сварки плавлением и давлением

Различия в способах образования монолитного соединения при сварке плавлением и давлением в определенной степени определяют подход к их выбору при изготовлении сварных конструкций.

Методы сварки плавлением получили широкое распространение благодаря их преимуществам по сравнению с другими методами:

1) возможностью сварки в монтажных и цеховых условиях;

2) разнообразием применяемых типов соединений;

3) возможностями сварки конструкций различных габаритов;

4) широким диапазоном свариваемых толщин металла — от нескольких микрометров, например при сварке световым лучом, до 1 м и более при электрошлаковой сварке;

5) возможностью изменения химического состава наплавленного металла. При сварке можно изменить химический состав наплавленного металла, применяя сварочные проволоки различных марок и внося легирующие элементы в электродное покрытие или флюс. Это широко используется при сварке низколегированных и легированных сталей;

6) возможностью сварки швов в любых пространственных положениях.

Сварка плавлением, однако, имеет ряд недостатков.

1. Кристаллизация металла шва протекает при растягивающих напряжениях, что является одной из причин образования трещин.

2. Необходима защита металла шва от воздействия атмосферы. Если не принимать каких-либо мер по его защите, то наплавленный металл будет иметь по сравнению с основным весьма низкие механические свойства, прежде всего пластичность. Создание шлаковой и газовой защиты, применение вакуума уменьшают влияние атмосферы на металл или исключают его полностью.

3. Возможно образование (особенно при сварке разнородных металлов) в наплавленном металле хрупких интерметаллических включений, ликвации примесей в шве. Степень ликвации, как и само число включений в металле, а также их расположение в шве, влияют на прочность сварных конструкций. Примеси часто являются причиной возникновения трещин при сварке.

4. Образуются напряжения и деформации при сварке.

5. Изменяется структура основного металла под влиянием нагрева при сварке.

Методы сварки давлением (термомеханические и механические) имеют определенные преимущества по сравнению с методами сварки плавлением.

Применение способов сварки давлением значительно расширило диапазон свариваемых материалов, в том числе разнородных металлов, а также неметаллических материалов, исключило в ряде случаев возникновение при сварке трещин, пористости, способствовало уменьшению деформаций сварных узлов. Важным является тот факт, что сварка давлением вызывает менее значительные изменения основного металла, чем сварка плавлением, хотя упругопластические деформации, необходимые при сварке без нагрева, приводят к некоторому физическому упрочнению металла шва и прилегающих к нему участков. В результате ухудшается пластичность металла, что следует учитывать при назначении конструктором механических методов сварки.

Термомеханические и механические методы легче механизировать и автоматизировать, при большинстве из них достигается высокая производительность. Все это предопределило достаточно широкую область применения способов сварки давлением.

В то же время некоторые особенности указанных технологических процессов, связанные в основном с необходимостью использования при сварке давления, ограничивают их применение в ряде конструкций.

Контрольные вопросы

1. Какие основные причины препятствуют образованию монолитного сварного соединения и каковы способы их устранения?
2. Назовите сопутствующие явления при сварке плавлением или давлением. Их влияние на свойства основного материала и сварной конструкции.
3. Какие факторы способствуют широкому применению сварки в современных конструкциях?
4. По какому принципу классифицируются методы сварки?

Глава 23. Термические виды сварки

23.1. Сварочные источники теплоты

В настоящее время около 70% всех сварочных работ выполняются методами плавления. Для плавления применяют следующие источники теплоты: дуговые, плазменно-дуговые, электронно- и ионно-лучевые, световые, индукционные, электрошлаковые и др.

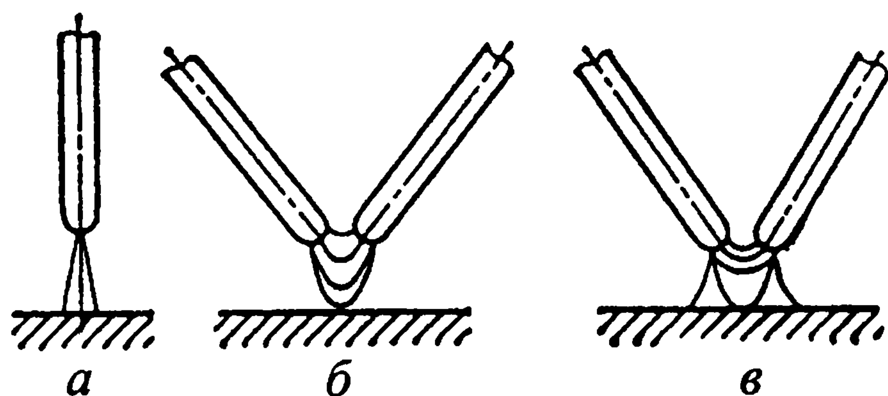


Рис. 23.1. Виды дуг:
а — дуга прямого действия; *б* — дуга косвенного действия; *в* — трехфазная дуга

Электрическая дуга. Сварочная дуга — это электрический разряд, длительно существующий между электродами, находящимися под напряжением. Одним из электродов может быть изделие (рис. 23.1, *а*).

Такая дуга получила название дуги прямого действия, а в случае горения дуги между двумя электродами при отсутствии электрической связи с изделием — дуги косвенного действия (рис. 23.1, *б*). Может быть и комбинированный вариант, как это имеет место при сварке трехфазной дугой (рис. 23.1, *в*).

Дуга прямого действия более эффективна по тепловложению в металл, чем косвенная.

Электрический разряд сварочной дуги происходит в смеси газов и паров металла. Он характеризуется высокой температурой газов, сильным свечением, большим током разряда и сравнительно невысоким напряжением, которое складывается из падения напряжения на катоде $U_к$, аноде $U_а$ и в столбе дуги $U_{ст}$ (рис. 23.2), т. е.

$$U_д = U_к + U_а + U_{ст}.$$

На поверхности катода и анода различают соответственно катодные и анодные пятна, представляющие собой наиболее нагретые участки, через которые проходит весь ток. Температура столба дуги для разных методов сварки колеблется в пределах 6000—15000 К. Следует отметить, что подобное строение имеет дуга достаточной протяженности. В короткой дуге практически могут смыкаться анодная и катодная зоны.

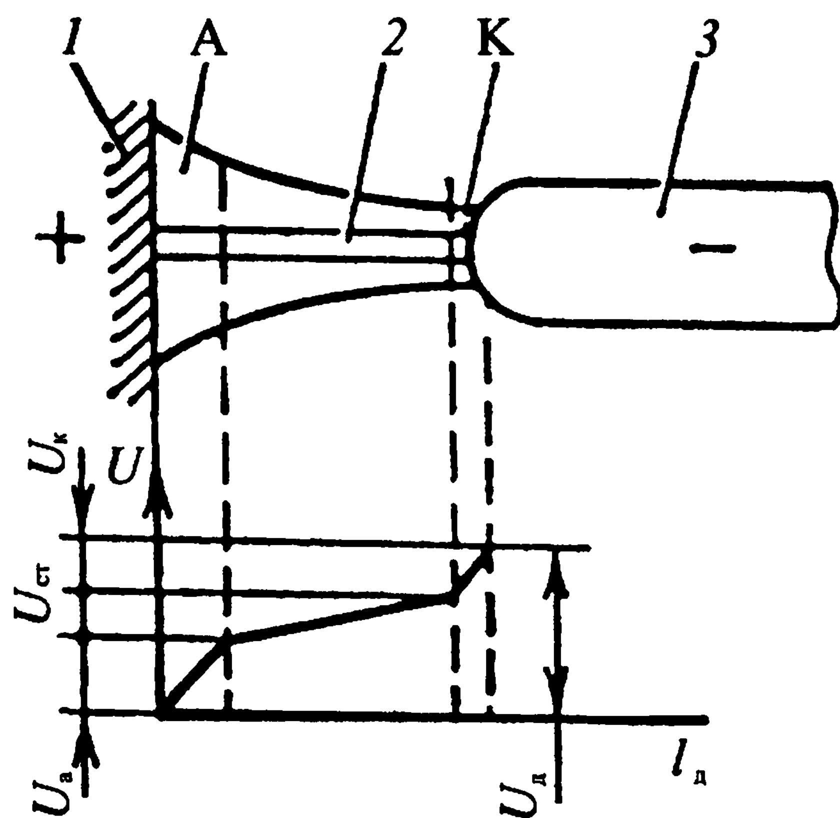


Рис. 23.2. Зоны дугового разряда и характер падения в нем потенциала:
А — анодная область; К — катодная область; *1* — деталь; *2* — столб дуги; *3* — электрод

Сопротивление дугового разряда непостоянно, так как зависит от количества заряженных частиц, т. е. от степени ионизации, а последняя связана с силой сварочного тока. Поэтому вольт-амперная характеристика дуги (рис. 23.3) нелинейна и имеет участок *I*, где напряжение падает по мере возрас-

тания тока вследствие интенсивного увеличения числа заряженных частиц; *II* — участок пологовозрастающей характеристики; *III* — возрастающей. На участке *II* напряжение мало зависит от тока, так как число заряженных частиц возрастает по мере его увеличения незначительно и одновременно сокращаются размеры столба дуги. При сварке на высоких плотностях тока (участок *III*) столб дуги под влиянием электромагнитных сил сжимается, число заряженных частиц возрастать существенно не может, что приводит к практически постоянному значению электрического сопротивления столба дуги. На этом участке можно с высокой достоверностью считать действующим закон Ома $U_д = IR$.

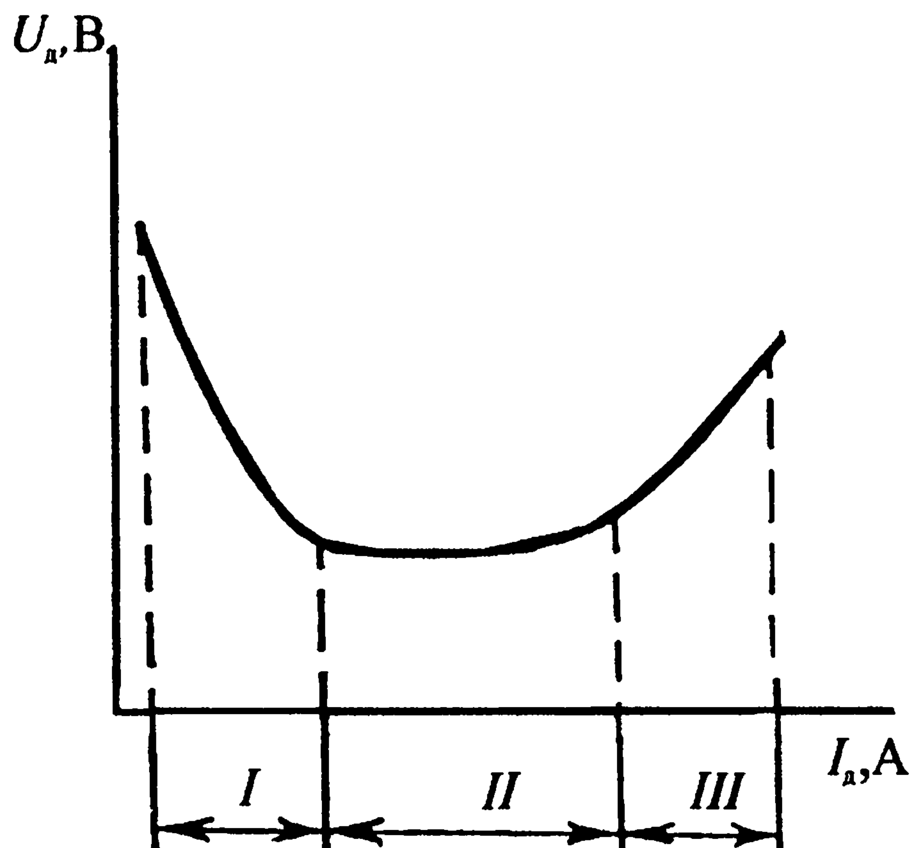


Рис. 23.3. Вольт-амперная характеристика сварочной дуги:
$U_д$ — напряжение дуги; $I_д$ — ток дуги

В обычных условиях газовый промежуток между электродами является неэлектропроводным. Возбуждение дуги и ее устойчивое горение зависят от многих причин и обусловлены степенью ионизации дугового промежутка. Ионизация происходит под влиянием мощного потока электронов, который образуется в результате термоэлектронной и фотоэлектронной эмиссии.

Количество теплоты, введенное в изделие, определяется эффективным коэффициентом полезного действия сварочной дуги:

$$\eta_{эф} = \frac{q}{q_{пол}} = \frac{q}{0{,}24 U_д I_д},$$

где $\eta_{эф}$ — эффективный КПД процесса нагрева дугой; q — количество теплоты, введенное в металл изделия, Дж/с; $U_д$ — напряжение на дуге, В; $I_д$ — сила сварочного тока, А.

Сварочная дуга может гореть между неплавящимся или плавящимся электродами и деталью. В качестве неплавящегося электрода применяется графит, чаще — вольфрам. Для предупреждения его оплавления и эрозии допустимая плотность тока ограничивается.

Если дуга горит между плавящимся электродом и деталью, то функции электрода расширяются. Он служит не только носителем потенциала, но и, расплавляясь, заполняет сварочную ванну металлом, вносит в нее дополнительное количество теплоты, что повышает КПД процесса.

Ток, применяемый в дуге, может быть постоянным или переменным. Устойчивость горения дуги на постоянном токе выше, чем на переменном, так как в последнем случае при переходе напряжения через нуль и перемене полярности в начале и конце каждого полупериода температура дугового промежутка уменьшается, что вызывает деионизацию газов. Устойчивость горения дуги на переменном токе значительно возрастает, если через покрытие или проволоку в дуговой промежуток ввести легко ионизируемые элементы, например калий, кальций и др.

Сварка дугой постоянного тока, когда к электроду подключен отрицательный полюс источника тока, а к изделию — положительный, получила название сварки *дугой прямой полярности*; сварка, когда электрод соединен с положительным полюсом источника тока, а изделие — с отрицательным, — *обратной полярности*. Для дуги прямой полярности характерно большее выделение теплоты на изделии, а обратной — на электроде.

Применяется при сварке и дуга переменного тока, в том числе при сварке цветных металлов неплавящимся электродом и ручной дуговой сварке.

Электрические сварочные дуги могут быть непрерывные и прерывистые, импульсные. *Импульсная дуга* по сравнению с обычной имеет следующие преимущества: более совершенное управление процессом плавления проволоки; сокращение величины зоны термического влияния и размеров кристаллов в шве; снижение нижнего предела рабочих токов и повышение устойчивости горения дуги; улучшение условий для сварки в вертикальном и потолочном положениях.

Если электрическая дуга функционирует в замкнутом канале — цилиндре, то такая дуга относится к сжатым дугам, а сам источник нагрева получил название *плазменно-лучевого* или *плазменно-дугового*. На рис. 23.4 представлены схемы свободно горящей, стабилизированной и сжатой (плазменной) дуги. В последнем случае дуга функционирует внутри канала, ограниченного стенками водоохлаждаемого сопла. Напряжение плазменной дуги выше, чем свободно горящей (рис. 23.5), что позволяет, вследствие повышения мощности дуги, увеличить производительность сварки.

В обычных условиях дуговой разряд в вакууме не возбуждается, так как для этого необходимы высокое напряжение и наличие газов или паров металла. Однако в качестве источника нагрева при сварке можно использовать дуговой разряд в вакууме, стабилизированный струей разреженного инертного газа. Катод в таком случае представляет собой полую трубку небольшого диаметра из тугоплавкого материала (вольфрам, тантал). Сквозь

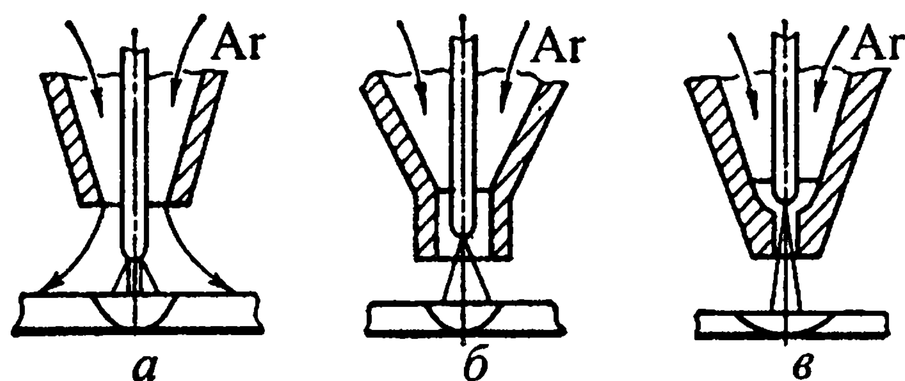


Рис. 23.4. Схемы свободно горящей (*а*), стабилизированной (*б*) и сжатой (*в*) дуги

Раздел 4. Сварка и пайка металлов

Глава 22. Физико-химические основы образования сварного соединения

22.1. Образование сварного соединения. Определение сварки

Сварочный процесс, как и пайка, направлен на получение монолитного соединения, которое возникает в случае установления связей между атомами свариваемых деталей на границе их раздела, аналогично связям, действующим в твердом теле.

В зависимости от основных признаков, которые в данном определении превалируют, понятия сварки могут быть различные. Например, сварка определяется как процесс получения неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между соединяемыми частями при их нагревании и (или) пластическом деформировании. В данном определении указывается и на физическую сущность процесса, и на технологические принципы его реализации.

Наиболее общим определением процесса сварки является ссылка на его термодинамическую сущность: сварка — это процесс получения монолитного соединения материалов за счет термодинамически необратимого превращения тепловой и механической энергии и вещества в стыке.

Процесс сварки включает две стадии: образование физического контакта между соединяемыми деталями и возникновение электронного взаимодействия между их поверхностями. Далее происходит развитие диффузионных процессов.

В идеальном случае сварка должна происходить после того, как соединяемые поверхности сблизились на межатомные расстояния. На рис. 22.1 показано, каким образом изменяются межатомные силы взаимодействия (притяжения и отталкивания), а также потенциальная энергия по мере сближения атомов. Как видно, на первой стадии сближения силы притяжения $P_{пр}$

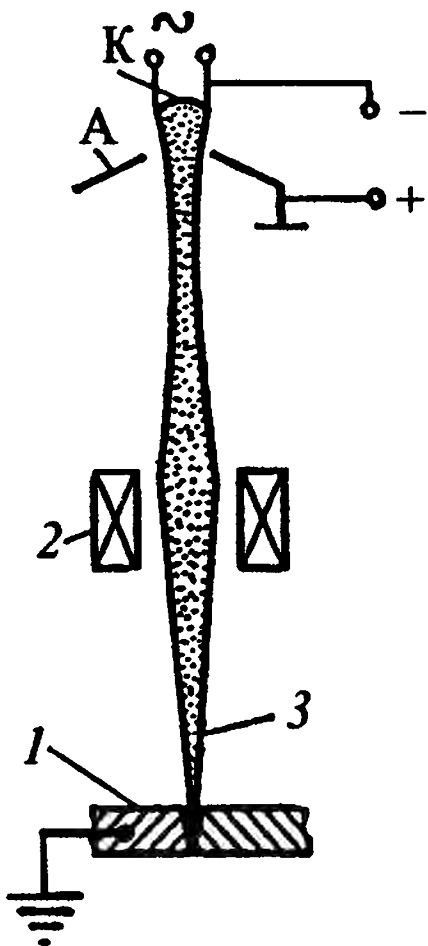


Рис. 23.6. Схема электронно-лучевой установки:
К — катод; А — анод; *1* — деталь; *2* — электромагнитная линза; *3* — пучок ускоренных электронов

от друга, создает большую напряженность электростатического поля, в котором электроны, эмиттированные нагретым катодом, разгоняются до огромных скоростей. Определить скорость электрона можно по формуле

$$v = \sqrt{2\frac{eU}{m}},$$

где e — заряд электрона, Кл; m — масса электрона, г; U — ускоряющее напряжение, В.

С помощью магнитной линзы поток ускоренных электронов формируется в узкий пучок и направляется на изделие; здесь он сосредоточивается на небольшом участке, чем достигается высокая удельная мощность в пятне нагрева.

Ионная бомбардировка позволяет не только нагреть металл, но и при определенных условиях производить одновременно со сваркой физическую и химическую очистку его поверхности, а также изменять его свойства внедрением ионов в поверхностный слой свариваемой детали.

При сварке ионным лучом практически отсутствует рентгеновское излучение, в то время как при электронно-лучевом нагреве оно может достигать значительной величины.

В качестве источника ионов применяют специальные плазмотроны или другие устройства, в которых ионизируется какой-либо элемент, например инертный газ — гелий. Удельная мощность в пятне нагрева при действии ионного пучка значительно ниже, чем при электронно-лучевом нагреве.

Световые источники нагрева — это источники теплоты, использующие энергию лазеров, солнечную, а также энергию искусственных источников света.

Наибольшее распространение получила сварка с помощью оптических квантовых генераторов — лазеров — с твердотельными активными элементами (стержни из алюмоиттриевого граната, рубина, стекла с неодимом и т. д.) и газовых генераторов, где активным элементом является столб газовой смеси (CO_2, азот и т. д.).

Твердотельные лазеры работают в импульсном режиме (частота 1—300 Гц), газовые — обеспечивают непрерывное излучение, что достигается лучшими условиями охлаждения активного элемента. Принцип работы оптических квантовых генераторов заключается в возбуждении атомов (ионов) активного элемента с помощью внешнего источника энергии, например импульсной лампы большой мощности у твердотельных лазеров, при этом часть элек-

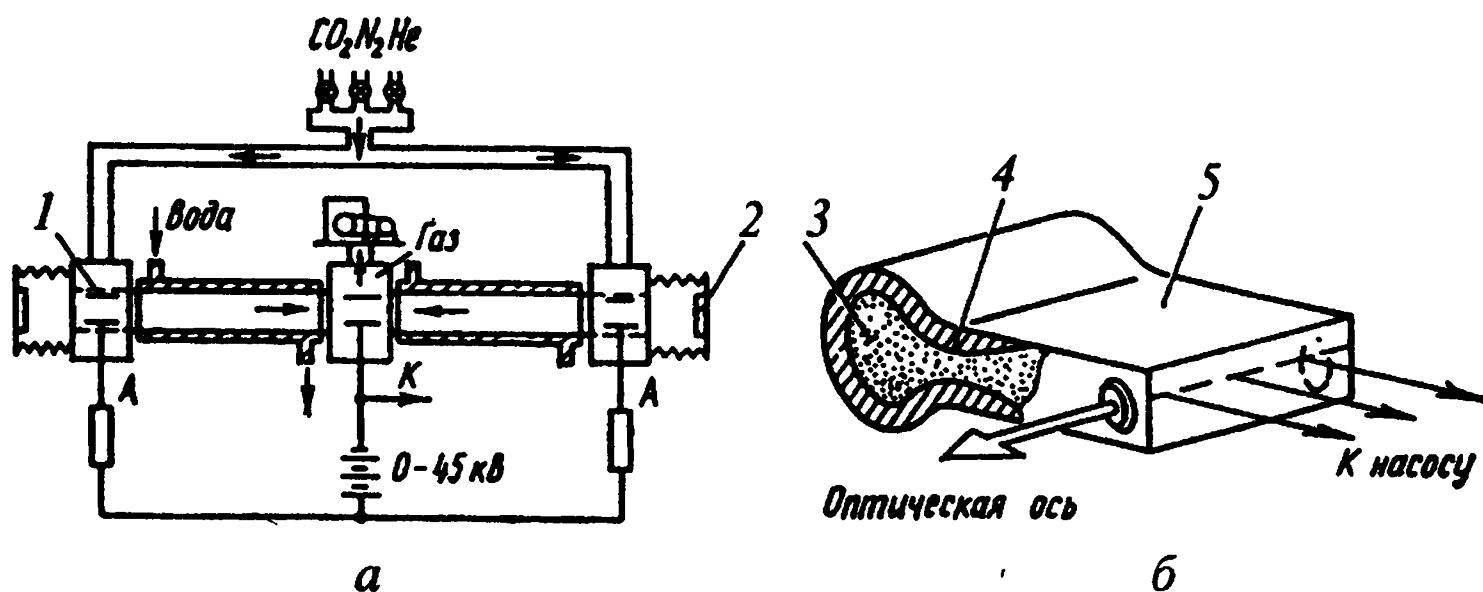


Рис. 23.7. Схема газовых (CO_2) лазеров

тронов этих атомов переходит на более высокий энергетический уровень. Возникающая перенаселенность верхних энергетических уровней приводит атомы в неустойчивое, неравновесное состояние. Последующий спонтанный переход электронов на низшие энергетические уровни сопровождается испусканием строго определенной длиной волны кванта света (фотона), способного вызвать вынужденный (индуцированный) переход электронов других атомов с верхних, перенаселенных, на нижние энергетические уровни. Испускаемые новые фотоны вызывают нарастание индуцированных переходов и приводят к возникновению лавинообразного потока фотонов, т. е. генератор испускает световой луч большой интенсивности.

На рис. 23.7, *а* показана схема газового электроразрядного лазера с продольной прокачкой газа CO_2. Вывод луча осуществляется через зеркало резонатора *2*. Затем луч фокусируется с помощью линз. Возбуждение молекул газовой смеси происходит в кольцевом электроде *1*. Недостатком указанной схемы является необходимость иметь длинную разрядную трубку, если нужна большая мощность лазера.

В настоящее время наибольшая мощность достигается у газодинамических лазеров, использующих смесь из CO_2 (7,5 %), N_2 (91,3 %) и H_2O (1,2 %). Разогретая до 700—3000 °С смесь газов находится под давлением 981 ГПа в камере *3* (рис. 23.7, *б*), затем проходит со сверхзвуковой скоростью через сопло Лаваля *4* в камеру *5*, где происходит ее охлаждение до $T \sim 250$ °С вследствие адиабатического расширения газа. Возбужденные молекулы CO_2 при охлаждении переходят на более низкий энергетический уровень, испуская когерентное излучение.

Излучение лазера, сфокусированное специальными оптическими устройствами, может выделять на поверхности металла большое количество теплоты. Часть этой теплоты в виде квантов света поглощается электронами проводимости металла. Они передают свою энергию кристаллическим решеткам. Нагрев последующих слоев осуществляется вследствие теплопроводности. Особенностью светового нагрева является отражение части



Рис. 23.8. Изменение мощности излучения *A* в течение двух последовательных импульсов

энергии поверхностью металла. Степень отражения зависит от состояния поверхности свариваемого металла. Нанесение специальной поглощающей пленки повышает КПД процесса. Исследования показывают, что минимальное отражение совпадает с максимумом мощности светового импульса. В первый период, когда нагрев лучом еще не изменил поверхности металла, отражение луча большое. После испарения части металла, появления шероховатостей на его поверхности, вызванных действием переднего фронта светового импульса, отражение уменьшается. Поэтому для повышения эффективности нагрева следует с помощью специального лазера подавать два чередующихся различных по мощности импульса или использовать наложение излучения лазера импульсного и непрерывного действия. В таком случае можно сформировать импульс, мощность в котором изменяется (рис. 23.8). Первая часть импульса несет высокую плотность энергии *A*, обеспечивая нагрев при меньшем коэффициенте отражения, вторая часть — основную долю энергии, необходимую для расплавления. Луч этот менее сфокусирован, но отражение его будет уменьшено вследствие ухудшения отражательной способности металла первым импульсом.

Световые источники нагрева, использующие солнечную энергию или энергию искусственных источников света — ксеноновых или кварцевых ламп, — по своей физической сущности мало отличаются от лазерных, хотя некоторые их параметры, прежде всего малая удельная тепловая мощность, снижают эффективность указанных источников теплоты.

Газовое пламя как источник сварочной теплоты образуется чаще всего за счет сгорания в специальных горелках какого-либо горючего газа, например ацетилена, кислорода. Структура подобного пламени показана на рис. 23.9. Пламя состоит из ядра, небольшой четко очерченной и самой яркой части пламени, восстановительной зоны и факела. Температура в ядре невысокая и равна ~300—600 °С. В восстановительной зоне, имеющей максимальную температуру 3150 °С, происходит неполное сгорание ацетилена с образованием $CO + H_2$. Поэтому сварка про-

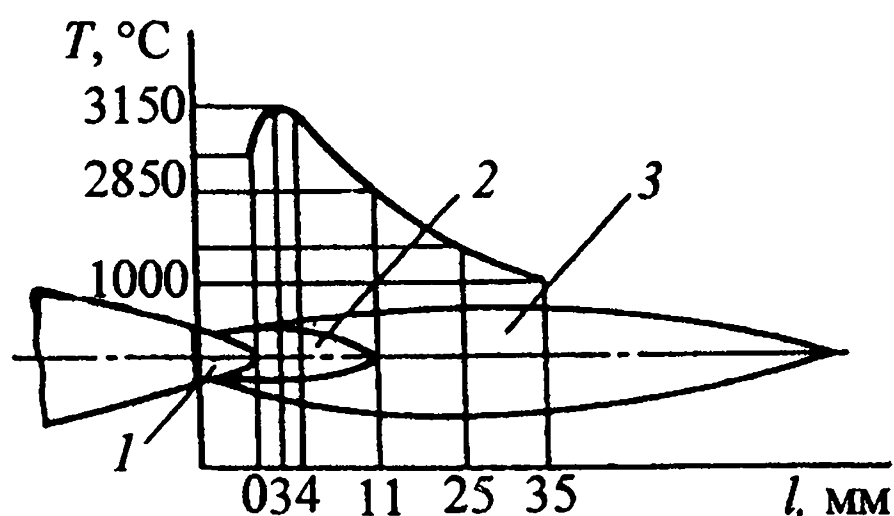


Рис. 23.9. Строение пламени газовой горелки и распределение температур по ее длине:
1 — ядро; *2* — восстановительная зона; *3* — факел

изводится именно в этой зоне. Газовое пламя может обеспечить невысокую концентрацию тепловой энергии.

В табл. 23.1 приведены данные по тепловой концентрации для ряда источников теплоты. На основании их можно сделать вывод о том, что в настоящее время можно достичь минимального тепловложения в металл при термической сварке, применяя световой (лазерная сварка) и электронный луч.

Таблица 23.1. **Энергетические характеристики сварочных источников теплоты**

Виды сварки	Минимальная площадь пятна нагрева, $м^2$	Максимальная плотность энергии, $Вт/м^2$	Погонная энергия, Дж/м
Газовая сварка	10^{-6}	$5 \cdot 10^{8}$	$52 \cdot 10^{5}$
Ручная дуговая сварка	10^{-7}	10^{11}	$23 \cdot 10^{5}$
Аргонодуговая плавящимся электродом	10^{-7}	10^{11}	$13 \cdot 10^{5}$
Ионно-лучевая	10^{-7}—10^{-8}	—	—
Микроплазменная	10^{-10}	10^{12}	$8 \cdot 10^{5}$
Электронно-лучевая	10^{-11}	10^{13}	$1{,}5 \cdot 10^{5}$
Лазерная	10^{-12}	10^{14}	$0{,}4 \cdot 10^{5}$

23.2. Ручная дуговая сварка

Дуговая сварка выполняется неплавящимся и плавящимся металлическими электродами.

В первом случае дуга возбуждается между основным металлом и вольфрамовым (реже — угольным) электродом. Для заполнения разделки кромок обычно применяется присадочный материал в виде металлического стержня, подаваемого сварщиком в дугу.

При электрической дуговой ручной сварке металлическим электродом (рис. 23.10) дуга горит между основным металлом и электродом, служащим присадочным металлом. В качестве электрода применяется стержень из проволоки, близкой по химическому составу к свариваемому материалу.

На электроды наносят специальные покрытия с целью:

1) создания шлаковой и газовой защиты расплавленного металла сварочной ванны (шлак защищает и капли металла в процессе перехода их с электрода в шов, обволакивая их);

2) раскисления наплавленного металла с помощью добавок в покрытие таких элементов, как Mn, Si, Ti, Al в виде ферросплавов или чистых элементов;

3) легирования наплавленного металла, что позволяет изменять его химический состав, а также расширяет возможность получения требуемых свойств наплавленного металла;

4) улучшения стабильности горения дуги посредством включения в покрытие элементов с малым потенциалом ионизации.

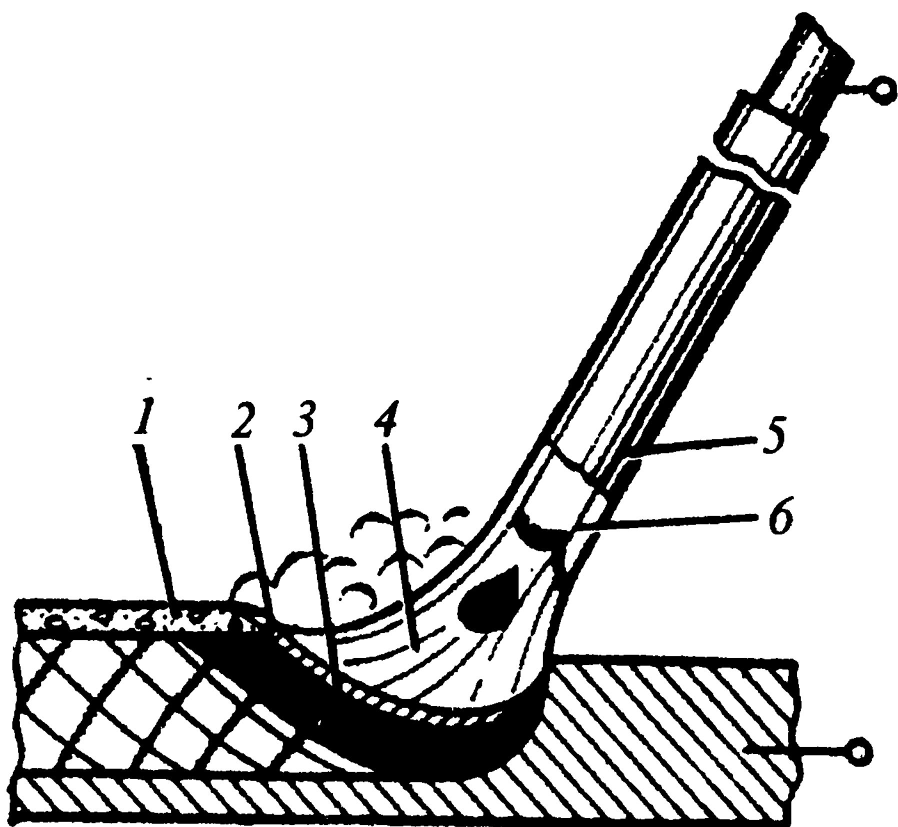


Рис. 23.10. Схема дуговой электрической сварки металлическим электродом:
1 — затвердевший шлак; *2* — слой расплавленного шлака; *3* — сварочная ванна; *4* — дуга; *5* — электродное покрытие; *6* — металлический стержень

Ручная дуговая сварка применяется главным образом в изделиях, имеющих короткие и прерывистые швы, швы сложной конфигурации, т. е. там, где трудно или невыгодно применять автоматические методы сварки. Положительной стороной ручной сварки является возможность производить сварку в любом пространственном положении, что особенно важно для сварки в монтажных условиях.

К недостаткам ручной дуговой сварки относятся: трудности сварки тонкого материала (менее 1—2 мм), длительный срок обучения сварщика высокой квалификации (1,0—1,5 г), большая зависимость качества сварки от индивидуальных особенностей сварщика, малая производительность.

Ручной дуговой сваркой можно сваривать стали, чугун, медь и медные сплавы. Естественно, что для каждого металла и его сплавов необходимо применять соответствующие электродные проволоки и покрытия. Виды соединений для ручной дуговой сварки приведены на рис. 23.11.

Соединение стыковое без разделки кромок (рис. 23.11, *а*) рекомендуется для толщин металла не более 3 мм. Наличие зазора обеспечивает полное проплавление. Зазор a при S = 1—2 мм должен быть равен 0—1 мм, а при S = 3 мм — a = 0–1,5 мм.

Соединения стыковые с V-образной разделкой кромок (рис. 23.11, *б*) рекомендуются для толщины 3—21 мм. Если толщина больше (до 30 мм) или необходимо уменьшить угловые деформации и площадь сечения шва, то применяют стыковое соединение с Х-образной разделкой кромок (рис. 23.11, *в*).

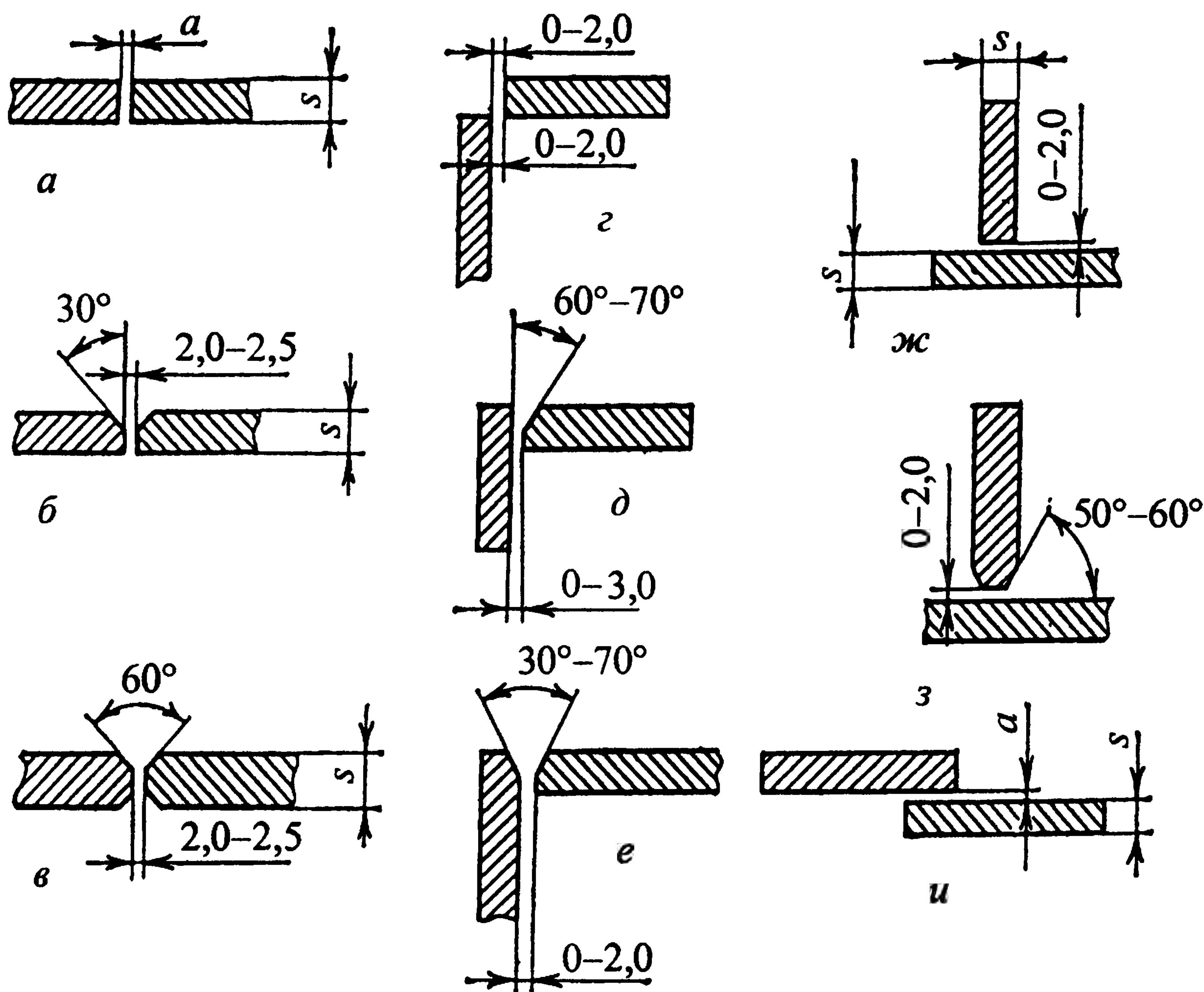


Рис. 23.11. Рекомендуемые типы соединений для ручной дуговой сварки

При этом необходимо иметь в виду, что сварка такого соединения требует доступа к нему с двух сторон.

Из угловых соединений (рис. 23.11, *г, д, е*) соединение типа *г* рекомендуется для толщин не более 8 мм, соединение типа *д* — для толщин не более 26 мм. Для больших толщин рекомендуется соединение типа *е*.

Тавровое соединение указанного вида (рис. 23.11, *ж*) рекомендуется для толщины не более 5—6 мм. В случае больших толщин на вертикальной стенке снимаются двусторонние фаски (рис. 23.11, *з*).

Соединение нахлесточное (рис. 23.11, *и*) применяется при s = 2—6 мм. Зазор *а* допускается от 0 до 4 мм. В отличие от стыкового соединения нахлесточное облегчает сборку сварных узлов, однако из-за несоосности соединяемых деталей при работе в таких соединениях возникает изгибающий момент, снижающий прочность соединения, особенно из высокопрочных материалов. Нахлесточное соединение нерационально как с точки зрения уменьшения расхода металла, так и снижения массы конструкции. При применении нахлесточного соединения, так же как таврового и углового, имеющих повышенную жесткость, больше вероятность образования трещин при сварке.

23.3. Автоматическая дуговая сварка под флюсом

При автоматической дуговой сварке под флюсом дуга горит под слоем флюса между непокрытым металлическим электродом и деталью, расплавляя некоторое количество флюса, поступающего из бункера (рис. 23.12).

Газы и пары, выделяющиеся при плавлении флюса и металла, образуют пузырь, поднимая слой шлака над поверхностью сварочной ванны. Давление в пузыре уравновешивает слой флюса и шлака. По мере накопления в пузыре газов давление возрастает настолько, что оболочка пузыря разрывается, газы выходят наружу. Затем пузырь образуется вновь.

Подача электрода по мере его оплавления и перемещение вдоль шва полностью механизированы, что улучшает стабильность качества сварки и условия труда.

Автоматическая сварка под флюсом по сравнению с ручной имеет следующие преимущества.

1. Хорошую и сравнительно дешевую защиту расплавленного металла от воздействия атмосферного воздуха.

2. Производительность при автоматической сварке под флюсом по сравнению с ручной сваркой увеличивается в 5—25 раз в зависимости от толщины свариваемого металла и конструкции изделия. Повышение производительности при этом способе достигается вследствие увеличения плотности тока.

3. Лучшее качество сварного соединения из-за более надежной защиты расплавленного металла, однородности металла по химическому составу, отсутствия перерывов в процессе сварки для смены электрода.

4. Более низкий расход электродного металла вследствие уменьшения доли электродного металла в образовании шва (с 70 до 30%), снижение потерь на угар, разбрызгивание и огарки.

5. Улучшение условий труда, так как отпадает необходимость защиты глаз от светового излучения и уменьшается количество вредных газов, выделяемых в процессе сварки.

6. Сокращение производственных площадей.

7. Сокращение времени на обучение сварщика.

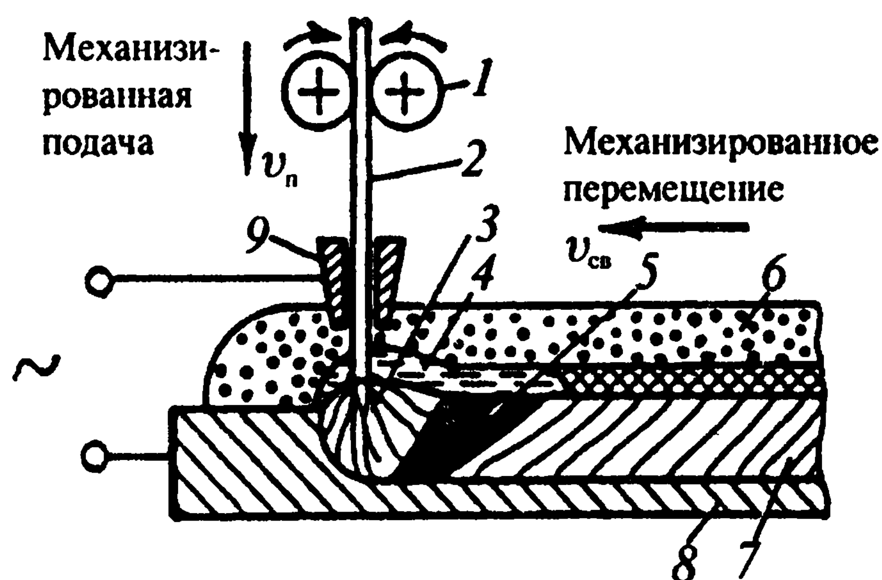


Рис. 23.12. Схема сварки под флюсом:
1 — механизм подачи электродной проволоки; *2* — электродная проволока; *3* — электрическая дуга; *4* — жидкий шлак, *5* — расплавленный металл; *6* — флюс; *7* — шов; *8* — основной металл; *9* — токоведущая втулка; $v_п$ и $v_{св}$ — соответственно скорость подачи проволоки и скорость сварки

Автоматическая сварка под флюсом имеет ряд существенных недостатков.

1. Повышенные требования к чистоте свариваемых кромок и сборке деталей.

2. Трудность сварки деталей толщиной 1—2 мм и менее, а также швов в потолочном положении и на вертикальной плоскости.

3. Невозможность визуального контроля за положением электрода.

4. Необходимость наличия подкладки (съемной или остающейся) при сварке с полным проплавлением для поддержания расплавленного металла. Это обусловлено повышенным давлением дуги на расплавленный металл сварочной ванны вследствие больших плотностей тока, применяемых при сварке под флюсом.

Автоматическая дуговая сварка под слоем флюса нашла широкое применение в изделиях из сталей различных марок. Этим способом можно сваривать медные и титановые сплавы, а также алюминиевые. Только в последнем случае дуга горит над тонким слоем флюса, раскисляющим оксидную пленку алюминия.

Сварку под флюсом производят на автоматах, представляющих собой, например, самоходную тележку (трактор), снабженную сварочной головкой, пультом управления и т. п., или сварочные головки, устанавливаемые неподвижно. В последнем случае сварка производится за счет движения изделия.

Наряду с автоматической сваркой под флюсом применяется полуавтоматическая сварка, при которой подача проволоки к месту сварки производится с помощью редуктора и электродвигателя, а перемещение ее вдоль стыка в отличие от автоматической осуществляется вручную. Флюс поступает из бункера сварочного пистолета.

Полуавтоматическая сварка применяется для сварки швов сложной конфигурации небольшой протяженности, в единичном производстве, т. е. там, где автоматизировать полностью процесс сварки нерационально.

Все большее распространение получает сварка порошковой проволокой (рис. 23.13), как автоматическая, так и полуавтоматическая, что значительно упрощает процесс сварки, делает его более универсальным и экономичным. Поэтому сварка порошковой проволокой в ряде случаев вытесняет ручную дуговую сварку качественным электродом и сварку под флюсом.

С целью улучшения защиты расплавленного металла сварочной ванны применяют сварку порошковой проволокой с дополнительной защитой ванны углекислым газом или обычным флюсом.

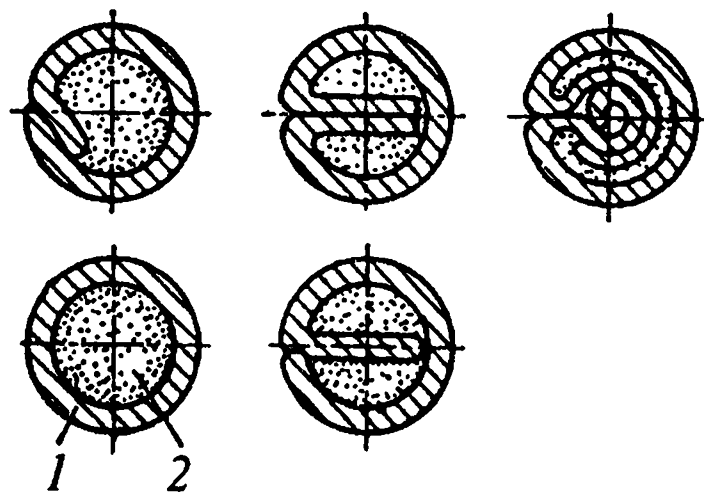


Рис. 23.13. Разновидности порошковой проволоки:
1 — стальная оболочка; *2* — порошковый наполнитель

23.4. Электрошлаковая сварка

Сущность электрошлаковой сварки заключается в том, что расплавление электродной проволоки и свариваемых кромок производится за счет теплоты расплавленного флюса, который нагревается при прохождении через него тока (рис. 23.14).

Первоначально часть флюса расплавляется дугой, возбуждаемой между технологической подкладкой и электродом. Постепенно на подкладке образуются слой жидкого металла в результате плавления электродов и материала подкладки и жидкий шлак. По мере повышения температуры шлака под действием постоянно горящей неподвижной дуги увеличиваются его количество и электропроводность. Общее электрическое сопротивление слоя шлака значительной толщины становится соизмеримым с сопротивлением дуги, она шунтируется шлаком и гаснет. Далее процесс переходит в ту стадию, когда основная часть теплоты, требуемой для расплавления металла электрода и соединяемых деталей, генерируется в шлаковой ванне при прохождении через нее тока. Электрошлаковый процесс, таким образом, осуществляется благодаря джоулевой теплоте и является бездуговым.

Сварка выполняется вертикально снизу вверх. Свариваемые детали устанавливаются с зазором, величина которого зависит от толщины деталей. Снизу зазор ограничен технологической подкладкой, сбоку — водоохлаждаемыми медными накладками. При сварке используют один или несколько пластинчатых электродов или электроды из проволоки. Для равномерного заполнения стыка электродам иногда придают возвратно-поступательное перемещение вдоль плоскости стыка.

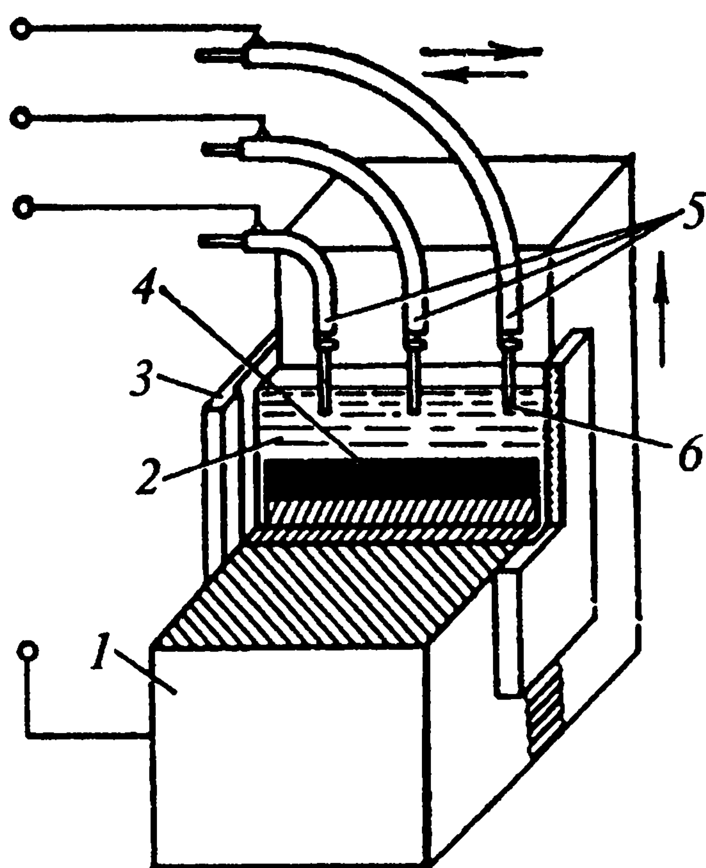


Рис. 23.14. Схема процесса электрошлаковой сварки:
1 — свариваемая деталь, *2* — шлаковая ванна, *3* — медные охлаждающие накладки, *4* — сварочная ванна, *5* — мундштуки, подводящие ток, *6* — электроды

Медные водоохлаждаемые боковые накладки могут быть неподвижными (при малой высоте деталей) или перемещающимися снизу вверх по мере кристаллизации шва.

Электрошлаковой сваркой соединяют детали толщиной более 40—50 мм, причем верхний предел свариваемых толщин практически не ограничен. Электрошлаковая сварка позволяет значительно повысить производительность, особенно при сварке металла большой толщины; обеспечить высокое качество сварного соединения вследствие надежной защиты жид-

ким шлаком от взаимодействия с атмосферой расплавленного металла; уменьшить пористость в наплавленном металле, что обусловлено более медленным охлаждением сварочной ванны, в результате чего пузырьки газа успевают всплыть на поверхность металла и удалиться; увеличить стойкость сварного шва к образованию трещин, что является следствием благоприятных условий охлаждения сварного соединения.

Стоимость сварочных работ при электрошлаковой сварке снижается, в том числе из-за уменьшения в 15—20 раз расхода флюса по сравнению с автоматической сваркой под флюсом и отсутствия необходимости в скосе кромок.

23.5. Дуговая сварка в защитных газах

Среди дуговых методов сварки, получивших достаточно широкое распространение, имеются такие, у которых защита расплавленного металла сварочной ванны от взаимодействия с воздухом осуществляется инертными, некоторыми активными газами или их смесью. Классификация способов сварки в защитных газах показана на рис. 23.15.

Наибольшее распространение получила сварка в инертном газе аргоне и в углекислом газе, причем вследствие высокой стоимости инертных газов там, где это возможно, их заменяют углекислым газом или водородом, получаемым разложением дистиллированной воды электролизом непосредственно в сварочных установках. Сварку в инертных газах можно выполнять неплавящимся и плавящимся электродами.

В качестве неплавящегося электрода (рис. 23.16, *а*) применяется пруток вольфрама, а в качестве плавящегося (рис. 23.16, *б*) — проволока из основного металла или близкого ему по химическому составу.

Сварка неплавящимся электродом бывает ручной, полуавтоматической и автоматической. При ручной сварке сварщик самостоятельно подает присадочную проволоку в зону дуги, где она оплавляется и перемещает горелку вдоль стыка свариваемого изделия. Если механизируется одно из этих перемещений, например подача проволоки в зону дуги, то сварку относят к полуавтоматической, если оба перемещения — к автоматической (рис. 23.17).

При сварке вольфрамовым электродом дуга горит очень устойчиво даже при малой плотности тока вследствие высокой термоэмиссионной способности вольфрама. Поэтому удается сваривать небольшие (до 0,1 мм) толщины металла. При сварке вольфрамовым электродом деталей больших толщин (свыше 8—10 мм) применяют более мощные трехфазные дуги.

При сварке плавящимся электродом дуга горит между концом проволоки, непрерывно подаваемой по мере ее оплавления в зону сварки, и изделием. При сварке плавящимся электродом можно применять ток значительной

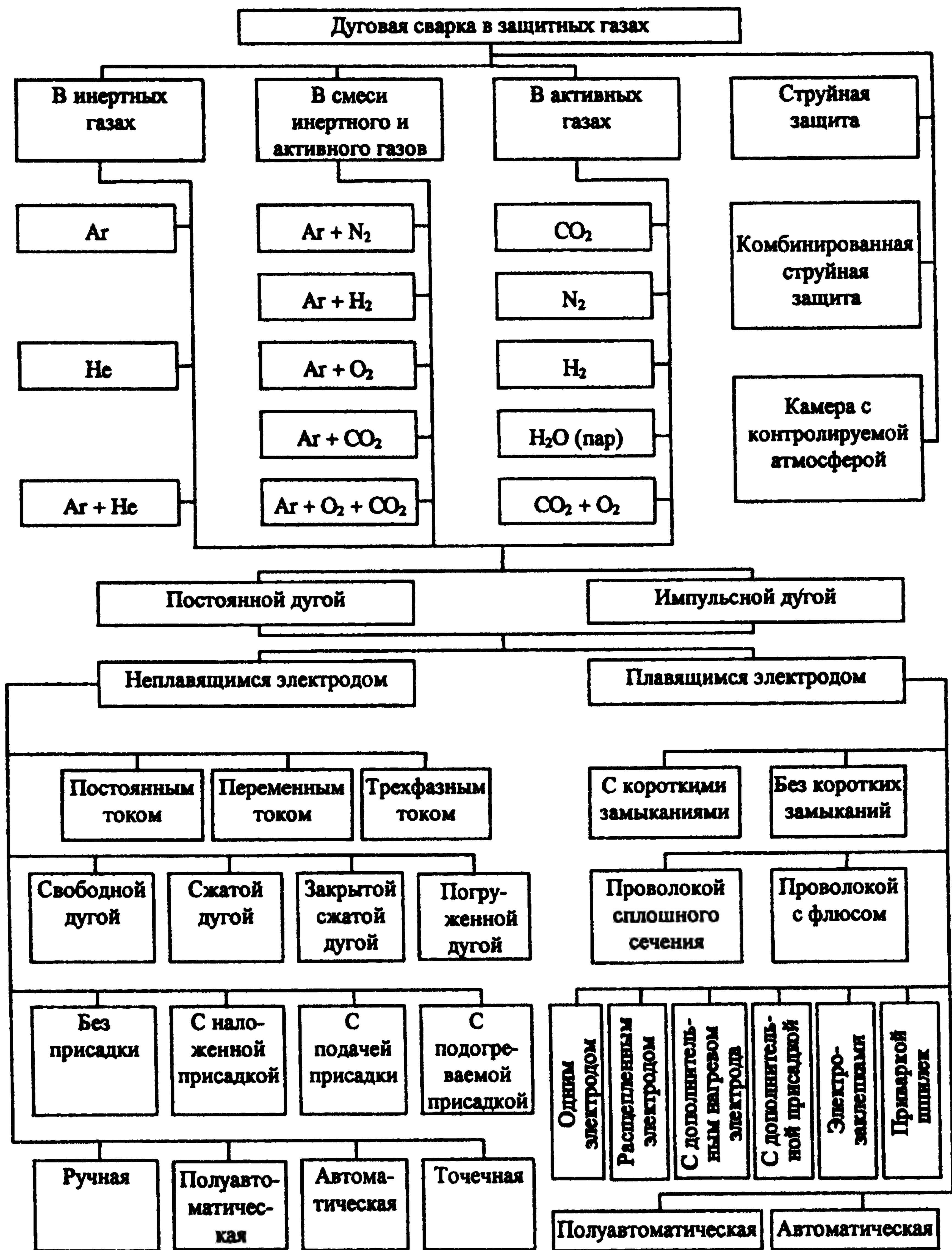


Рис. 23.15. Классификация способов сварки в защитных газах

плотности, что повышает проплавляющую способность дуги. Однако механические свойства сварных соединений, особенно из легких сплавов, при сварке вольфрамовым электродом несколько выше, чем при сварке плавя-

щимся электродом, и качество их стабильнее. Поэтому если требуются высокая прочность и плотность наплавленного металла, то сварка вольфрамовым электродом, чаще всего трехфазной дугой, применяется и для металлов больших толщин.

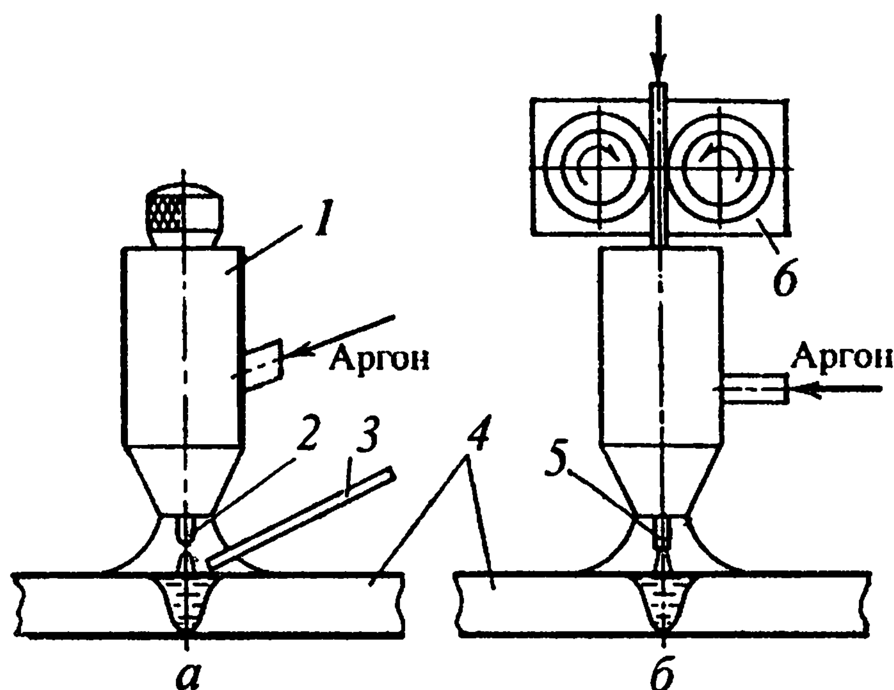


Рис. 23.16. Схема сварки в инертном газе:
а — неплавящимся электродом; *б* — плавящимся электродом; *1* — горелка; *2* — неплавящийся (вольфрамовый) электрод; *3* — присадочная проволока; *4* — свариваемая деталь; *5* — электродная проволока (плавящийся электрод); *6* — механизм подачи

Сварка в инертных газах, прежде всего аргонодуговая, широко используется в промышленности. Это объясняется следующими основными причинами.

1. Аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом позволяет сваривать металл толщиной порядка 0,1—0,2 мм. Пониженное давление дуги обеспечивает сварку на весу с полным проплавлением стыковых соединений без применения поддерживающих подкладок.

2. Сварка возможна в любых пространственных положениях.

3. Аргон как инертный газ обеспечивает высококачественную защиту расплавленного металла.

4. При аргонодуговой сварке алюминиевых, магниевых и бериллиевых сплавов не требуется применять флюсы, так как оксидная пленка, препятствующая образованию шва, активно разрушается в результате катодного распыления.

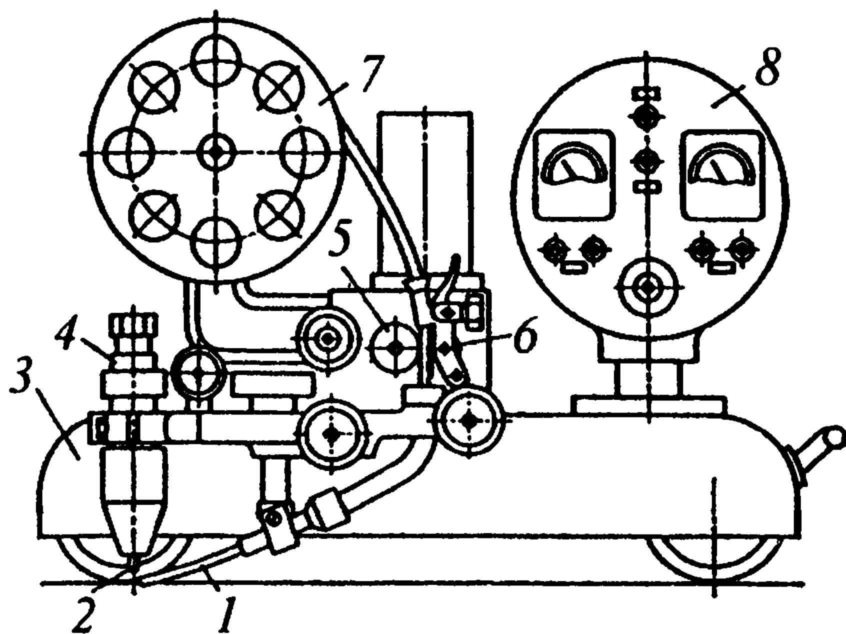


Рис. 23.17. Схема автомата АДСВ-2:
1 — присадочная проволока, *2* — вольфрамовый электрод, *3* — самоходная тележка, *4* — сварочная горелка; *5* — подающий ролик, *6* — прижимный ролик, *7* — барабан для сварочной проволоки, *8* — пульт управления

5. Возможна сварка практически всех металлов и сплавов.

При сварке особо активных к кислороду металлов и сплавов струйной защиты сварочной ванны аргоном становится недостаточно. Решением проблемы является аргонодуговая сварка в контролируемой атмосфере, когда изделие или отдельные узлы помещают в специальные камеры, заполняемые аргоном. Камеры предварительно вакуумируют. Сварку в камерах производят или автоматически, или вручную с помощью герметичных резиновых

перчаток, вмонтированных в камеру. Возможна сварка и в обитаемых камерах с атмосферой аргона. Для сварки изделий сложных конфигураций сварщик в специальном скафандре входит в камеру через шлюз.

Среди разновидностей аргонодуговой сварки особое место занимает импульсная.

Изменяя амплитуду тока, длительность импульсов и пауз между ними, можно существенно влиять на скорость кристаллизации сварочной ванны и ее размеры.

Импульсная дуга благоприятно действует и на структуру околошовной зоны, в том числе уменьшает размеры зоны разупрочнения и деформации. Особый характер электродинамических сил при импульсной сварке позволяет увеличить (по сравнению с обычной) глубину проплавления, снизить потребляемое количество электроэнергии.

При импульсно-дуговом способе сварки повышается стабильность горения дуги, что позволяет значительно снизить нижний предел сварочного тока, соответствующий устойчивому горению дуги.

Импульсная сварка вольфрамовым электродом прежде всего применяется для сварки тонкого материала, так как кратковременное расплавление небольшой сварочной ванны позволяет избежать прожога. Импульсная дуговая сварка может производиться и на переменном токе. Повысить эффективность воздействия обычной дуги на металл можно с помощью концентрации ее энергии на меньшей площади, чего можно добиться соответствующим изменением размеров анодного пятна при сварке на постоянном токе. В настоящее время разработаны эффективные активирующие флюсы, которые уменьшают размер анодного пятна и позволяют получать швы с узким проплавом, что положительно влияет на уменьшение деформаций при сварке, сокращает зону термического влияния.

Одним из высокопроизводительных способов аргонодуговой сварки толстолистового материала является сварка погруженной дугой, проводимой как плавящимся, так и неплавящимся электродом. Наиболее широко применяется сварка погруженным вольфрамовым электродом. При этом методе вольфрамовый электрод затачивают на конус с притуплением. Диаметр плоского конца электрода (притупления) порядка 2 мм. В процессе горения дуги по мере увеличения силы тока катодное пятно дуги покрывает всю площадь притупления. Столб дуги имеет четко выраженную цилиндрическую форму, и давление, оказываемое им на сварочную ванну, в этом случае максимально. Жидкий металл выдавливается из-под электрода, который опускают ниже поверхности свариваемого металла. Глубина погружения электрода определяется высотой столба жидкого металла, уравновешенного давлением дуги. Этим методом можно встык, без разделки кромок, за один проход сваривать стальные, алюминиевые или титановые детали толщиной 10 мм.

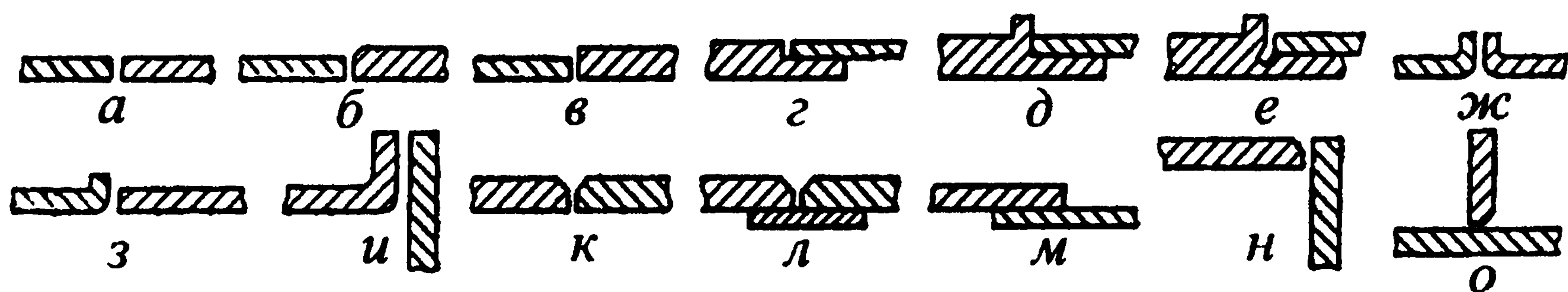


Рис. 23.18. Виды соединения для аргонодуговой сварки:
а, б, в, г, к, л, м, н, о — для сварки плавящимся и неплавящимся электродом; *д, е, ж, з, и* — для сварки неплавящимся электродом (*е* — вариант для алюминиевых и магниевых сплавов)

Высокое качество сварного соединения при аргонодуговой сварке достигается в результате поперечных колебаний дуги при ее перемещении в магнитном поле специальной катушки или колебаниям электрода вместе со сварочной горелкой с помощью механического привода. Дуга, перемещаясь поперек шва с заданной частотой и амплитудой, которые можно регулировать, создает в переходной зоне и шве режим импульсного нагрева, оказывает на сварочную ванну давление, меняющееся по величине. Последнее наряду с особым тепловым режимом способствует образованию благоприятной структуры шва и околошовной зоны, снижению склонности к образованию трещин. Поэтому такая технология с успехом используется при сварке изделий из высокопрочных сталей.

Рекомендуемые типы сварных соединений для аргонодуговой сварки неплавящимся и плавящимся электродами приведены на рис. 23.18.

При сварке в инертных газах необходимо учитывать повышенную стоимость сварки изделий этим методом по сравнению, например, с автоматической под флюсом, возможность образования пористости при сварке недостаточно раскисленных металлов, нарушения нормального процесса сварки на открытых площадках, на сквозняке, где ухудшается газовая защита металла.

При сварке в углекислом газе может происходит окисление металла и выгорание легирующих элементов, так как в дуге под влиянием высокой температуры происходит диссоциация: $CO_2 = CO + \frac{1}{2}O_2$.

Однако при наличии достаточного количества раскислителей они будут не только связывать свободный кислород и переводить его в шлак, но и восстанавливать некоторые оксиды. Поэтому при сварке в углекислом газе применяют проволоки с повышенным содержанием кремния и марганца по сравнению с ручной дуговой сваркой.

Хорошее качество сварного соединения получается при сварке в CO_2 порошковой проволокой.

Наличие свободного кислорода в дуге ограничивает применение сварки в углекислом газе. Ей пользуются только при сварке сталей, так как при сварке меди, алюминия, магния, титана и редких металлов невозможно связать свободный кислород введением каких-либо раскислителей. Преимуще-

ствами данного способа являются низкая стоимость углекислого газа и высокая производительность. Поэтому сварка в углекислом газе применяется в различных областях промышленности. Она производится на постоянном токе обратной полярности и бывает автоматической и полуавтоматической.

23.6. Плазменная сварка

Впервые сжатая дуга была с успехом использована для резки алюминиевых сплавов, коррозионностойких сталей, тугоплавких металлов. Новый источник теплоты оказался также весьма эффективным для напыления и наплавки, а также сварки.

При плазменной сварке в горелку (рис. 23.19) подаются плазмообразующий газ (аргон или смесь аргона с гелием, с углекислым газом и др.) и защитный газ. Первый обтекает вольфрамовый электрод и выходит через отверстие внутреннего сопла, второй подается во внешнее сопло и защищает сварочную ванну. В качестве защитного газа используется аргон. Для повышения мощности дуги к нему также могут добавляться другие газы (гелий, углекислый газ, азот).

В настоящее время наиболее широко применяется микроплазменная сварка (ручная и автоматическая), позволяющая сваривать детали толщиной 0,1—0,5 мм.

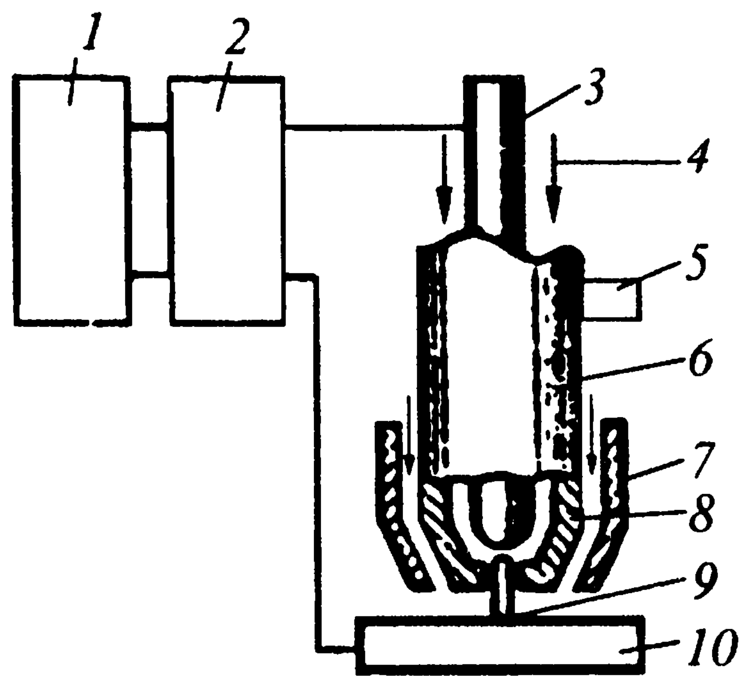


Рис. 23.19. Схема сварки плазменной дугой:
1 — сварочный источник питания, *2* — высокочастотный генератор, *3* — вольфрамовый электрод, *4* — плазмообразующий газ, *5* — охлаждающая вода, *6* — защитный газ; *7* — сопло защитного газа, *8* — сопло, формирующее дугу, *9* — дуга, *10* — изделие

С помощью микроплазменной сварки изготавливают изделия типа сильфонов, тонкостенных трубопроводов, деталей приборов из легированных сталей, алюминиевых, титановых сплавов, некоторых тугоплавких металлов. При сварке титановых сплавов и тугоплавких металлов необходима дополнительная защита металла от окисления. Источники питания для микроплазменной сварки позволяют вести процесс в обычном и импульсном режимах.

Для плазменной сварки можно рекомендовать практически те же сварные соединения, что и для аргонодуговой сварки. Наиболее часто встречающиеся типы соединений при микроплазменной сварке — соединения с отбортовкой.

23.7. Электронно-лучевая сварка

Движение электронов в сварочной установке происходит в глубоком вакууме. Поэтому установка включает в себя герметичную камеру с системой откачивающих насосов.

Узкий шов, незначительные деформации, малые размеры зоны термического влияния, хорошая защита металла от взаимодействия с газами, экономичность и возможность автоматизации способствовали быстрому прогрессу электронно-лучевой сварки.

Несмотря на необходимость использования сложных, дорогостоящих установок, электронно-лучевая сварка может быть более экономична, чем сварка в камерах с защитной атмосферой, где применяют дорогостоящие защитные газы и расходуется больше электроэнергии. Для сварки крупногабаритных конструкций были созданы установки с местным вакуумированием или выводом луча в атмосферу. Наиболее рационально применение электронно-лучевой сварки в промышленности в следующих случаях:

1. Сварка изделий из тугоплавких активных металлов.
2. Сварка с минимальными деформациями и зоной термического влияния.
3. Сварка в труднодоступных местах, узких щелях.
4. Соединение разнородных металлов. Меньшее значение сварочных напряжений при электронно-лучевой сварке благоприятно сказывается на уменьшении склонности к образованию трещин при сварке разнородных металлов.
5. Сварка деталей малых толщин. Возможность тонкого регулирования мощности и диаметра электронного луча, небольшое давление его на сварочную ванну позволяют соединять детали толщиной в десятые и сотые доли миллиметра, что широко используется при изготовлении изделий электронной техники.
6. Сварка в космосе. Вакуум космического пространства может быть в перспективе использован для автоматической и ручной электронно-лучевой сварки отдельных деталей, узлов, при сборке космических платформ и различных ремонтных работах.

Недостатки электронно-лучевой сварки, которые следует учитывать при назначении этого метода для сварки конструкций и проектировании их узлов, заключаются в необходимости, как правило, использования камер, ограничивающих размеры свариваемых деталей; наличия рентгеновского излучения, которое должно поглощаться стенками камеры и требует периодического контроля; сложности и высокой стоимости оборудования.

23.8. Сварка в вакууме полым катодом

Данный вид сварки осуществляется следующим образом. Свариваемое изделие помещается в вакуумную камеру, в которой с помощью вакуумных насосов создается разрежение 0,33—0,0133 Па. Сварочный источник питания постоянного тока подключается к изделию — аноду — и полому вольфрамовому электроду — катоду. В канал электрода подается небольшое количество инертного газа аргона и дуга возбуждается. Если количество поступающего аргона дозировать так, чтобы в камере вакуум был не ниже 665 Па, то катодное пятно локализуется только внутри канала сопла, при этом достигаются фокусировка дуги и достаточно высокая концентрация тепловой энергии в анодном пятне.

При чрезмерном увеличении подачи газа давление в камере может превысить 665 Па, и тогда катодное пятно начнет блуждать по торцу электрода, нарушая тем самым нормальный процесс сварки.

При малых токах дуга, выходящая из электрода, практически не видна, а при сварке на больших токах представляет собой прозрачный голубоватый разряд цилиндрической формы. Дуга такой формы сохраняет одинаковую проплавляющую способность при колебаниях ее длины в большом диапазоне, что является существенным технологическим преимуществом по сравнению с обычной дугой. Кроме того, сварка полым катодом в вакууме обеспечивает высокую эффективность защиты металла, повышенную концентрацию тепловой энергии и не требует применения сложного оборудования (по сравнению с электронно-лучевой).

Сварка полым катодом имеет и ряд недостатков. Один из них — постепенный износ канала электрода. По мере сварки нижний край внутренней поверхности канала разрушается и канал на конце трубчатого электрода приобретает коническую форму. Так как катодное пятно стремится иметь минимальные размеры, а напряжение дуги должно сохраняться минимальным, то пятно постепенно заглубляется внутрь канала электрода, где давление газа больше. Однако перемещение катодного пятна вверх по электроду ограничено: электрод охлаждается и приближение пятна к участку интенсивного охлаждения снижает эмиссию электронов, приводит к затвердеванию расплавившегося на стенках канала материала электрода. Одновременно из-за роста длины дуги увеличивается напряжение. В итоге отверстие электрода из тугоплавкого металла начинает уменьшаться и может совсем заплавиться, а дуга гаснет. Поэтому время непрерывной работы электрода в зависимости от марки металла, из которого он изготовлен (вольфрам, молибден), диаметра отверстия электрода, силы тока ограничено 1—5 ч.

Недостатком рассмотренного метода сварки является также ограниченная мощность дуги, обусловленная стойкостью материала полого электрода.

Полым электродом в вакууме в настоящее время свариваются детали малой и средней толщины из активных по отношению к кислороду металлов, например титана.

23.9. Лазерная сварка

Лазерная сварка впервые стала применяться в радиоэлектронике при изготовлении электронных приборов. Для сварки использовались лазеры с твердым рабочим телом, работающие в импульсном режиме. Имея сравнительно небольшую мощность, низкий КПД, подобные лазерные установки не могли найти применения для изготовления конструкций. Однако создание мощных газовых лазеров непрерывного действия, имеющих более высокий КПД, чем твердотельные, внесло существенные коррективы в развитие лазерной сварки, в том числе в расширение использования ее в промышленности.

При выборе лазерной сварки необходимо учитывать, что она обеспечивает высококонцентрированный нагрев до 10^{11} Вт/м^2, а размеры самого пятна соответствуют диаметру не более десятых долей миллиметра. Поэтому лазерная сварка позволяет получать швы с минимальным расплавлением металла, снижает напряжения и деформации в сварных конструкциях по сравнению с другими способами сварки.

Необходимо принимать во внимание и такие качества лазерной сварки, как возможность сварки вне вакуума, через прозрачные среды, в труднодоступных местах и т. п. При прочих равных возможностях на выбор метода сварки определяющее влияние оказывают экономические показатели.

Особенности технологии лазерной сварки связаны, в основном, со стремлением снизить отражение луча от поверхности свариваемого металла, исключить его выброс из сварочной ванны под воздействием паров интенсивно испаряющегося металла и выделяющихся из него газов, при сварке больших толщин металлов — с необходимостью защиты сварочной ванны от взаимодействия с воздухом. Отражение от металла уменьшают подбором необходимой формы импульса лазера, специальной обработкой поверхности или нанесением на нее покрытия. Выброс металла из сварочной ванны происходит при импульсном режиме сварки и определяется характером нагрева металла.

Для увеличения глубины проплавления без выплеска форма импульса должна быть такой, чтобы нагрев поверхности происходил очень быстро, а далее мощность импульса уменьшалась и оставалась постоянной на уровне, способном обеспечивать продвижение фронта плавления в глубь металла.

Импульсной лазерной сваркой сваривают чаще всего между собой проволоку или проволоку с более массивными деталями, при этом лазерный луч

позволяет вести сварку без зачистки контактов от изоляции, что увеличивает производительность сварки.

Непрерывная лазерная сварка металлов значительных толщин производится газовыми лазерами. При сварке непрерывным лазерным лучом большой мощности приходится устранять экранирующее влияние ионизированного облака, которое возникает при взаимодействии лазерного луча с атмосферой и испаряющимся металлом. Облако рассеивает луч и препятствует нагреву металла сварочной ванны. Устраняют облако, сдувая струей газа, чаще всего аргона, направляя ее перпендикулярно оси луча. Одновременно инертный газ защищает металл от окисления. Применение для защиты вместо аргона гелия или смеси гелия с водородом увеличивает проплавление лазерным лучом, но более легкий, чем аргон, гелий плохо вытесняет облако плазмы.

Непрерывная сварка лазером обеспечивает значительно большие скорости сварки по сравнению с импульсной.

При проектировании узлов и конструкций, изготовляемых с помощью лазерной сварки, рекомендуют соединения, где чаще всего шов получается путем проплавления основного металла.

23.10. Газовая сварка

Газовую сварку производят за счет теплоты, выделяемой при сгорании горючего газа, чаще всего ацетилена, в кислороде.

Для образования шва в сварочную ванну подают присадочную проволоку или сварку осуществляют по отбортовке, в результате плавления которой и формируется шов.

Исходные газы, C_2H_2 и O_2, подаются в специальную горелку, где смешиваются и, выходя за ее наконечник, сгорают, образуя пламя. Мощность пламени регулируют сменой наконечников горелки, имеющих разные проходные сечения.

Регулируя количество ацетилена и кислорода, поступающих в горелку, можно получать нормальное, восстановительное и окислительное пламя, характер которого выбирают в зависимости от свариваемого материала.

Строение нормального пламени приведено на рис. 23.9. В первой зоне, ядре, содержатся исходные продукты C_2H_2 и O_2 и происходит их диссоциация; во второй, восстановительной, зоне — неполное сгорание с образованием CO и H_2. Оплавление металла производят именно этой зоной пламени. Максимум температуры T по длине пламени $l_{пл}$ приходится как раз на восстановительную зону вблизи от ядра. Факел состоит из продуктов полного сгорания $CO_2 + H_2O$. Здесь окисление происходит за счет кислорода окружающего воздуха.

Газовая сварка сопровождается нагревом широкой зоны, большими деформациями металла, существенными изменениями его структуры. Производительность газовой сварки низкая, автоматизировать ее сложно. Поэтому она применяется для сварки, в основном, деталей малой толщины в монтажных условиях, при сварке стальных труб малого диаметра, а также в ремонтных работах. С помощью газовой сварки можно сваривать стали, алюминиевые сплавы, медь и ее сплавы, чугун.

Контрольные вопросы

1. Какие физико-химические принципы лежат в основе разных источников теплоты для термических видов сварки?
2. Какие параметры источников теплоты наиболее полно определяют их технологические возможности для сварки?
3. Как реализуется защита расплавленного металла в зависимости от вида сварки плавлением?
4. Сравните области применения электронно-лучевой и лазерной сварки.
5. Какова особенность горения дуги при сварке полым катодом в вакууме?

Глава 24. Термомеханические методы сварки

24.1. Контактная сварка

Контактная сварка относится к одному из наиболее распространенных видов сварки. Различают несколько способов контактной сварки: точечная, шовная, стыковая, рельефная.

Точечная сварка. При этой сварке детали собираются внахлестку и свариваются по отдельным ограниченным участкам касания, называемым точками. Для производства сварки детали плотно прижимаются между электродами сварочной машины (рис. 24.1), затем нагреваются кратковременным импульсом электрического тока. Часть металла под влиянием давления электродов вытесняется в зазор, создавая уплотняющий поясок. В последующем образуется расплавленное ядро, оксидные пленки разрушаются и перемешиваются с жидким металлом. Дальнейшее пластическое истечение металла в зазор увеличивает уплотняющий поясок вокруг жидкого ядра и препятствует его выдавливанию, а также защищает расплавленный металл от взаимодействия с атмосферой.

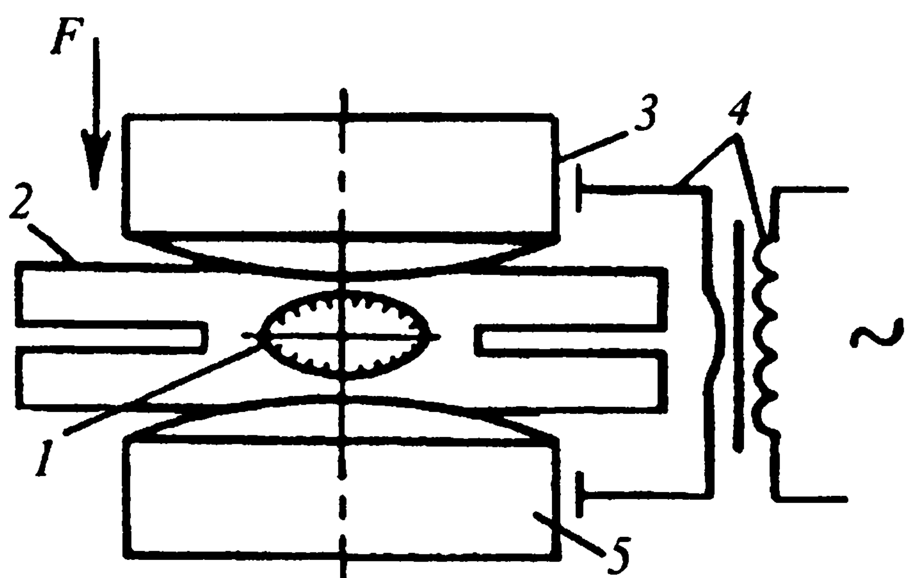


Рис. 24.1. Схема точечной сварки:
1 — литое ядро; *2* — свариваемые детали; *3* — верхний электрод; *4* — трансформатор; *5* — нижний электрод

После выключения сварочного тока происходит интенсивная кристаллизация ядра, завершающаяся образованием монолитного соединения обеих деталей в точке касания.

Для того чтобы в период кристаллизации непрочная точка не была разрушена вследствие упругих сил конструкции, давление с электродов не снимается, причем чем больше толщина металла и жесткость свариваемого узла, тем больше время выдержки точки под давлением. Кроме того, при кристаллизации происходит усадка металла и в нем могут образовываться усадочная рыхлость и раковины. В это же время в ядре возникают растягивающие напряжения, которые могут стать причиной образования трещин. Создание в центре ядра за счет давления электродов зоны сжимающих напряжений позволяет снизить вероятность образования трещин. Она еще более снизится в случае приложения ковочного усилия, т. е. резкого (в 2—3 раза) увеличения давления на электродах на завершающей стадии сварки.

Последовательность включения и выключения сварочного тока и давления составляет цикл сварки. Простейший цикл изображен на рис. 24.2, *а*, цикл с проковкой — на рис. 24.2, *б*. Существуют и более сложные циклы. Так, для уменьшения скорости охлаждения металла при сварке сталей, склонных к закалке, во избежание образования трещин применяют двух- и трехимпульсную сварку. При двухимпульсной сварке первый импульс служит для подогрева металла в месте контакта. Это снижает скорость охлаждения металла и повышает его пластичность. Кроме того, в результате нагрева улучшается прилегание свариваемых деталей друг к другу. Возможна двухимпульсная сварка, когда первый импульс является сварочным, а второй — дополнительным для термообработки сварной точки. Высокого качества можно достичь применяя трехимпульсную сварку, при этом последовательно осуществляются подогрев, сварка и после нее термообработка (рис. 24.2, *в*).

Значения силы тока, давления и характер их изменения являются важнейшими параметрами режимов сварки. Так, например, между количеством выделяемой теплоты на основании закона Джоуля—Ленца

$$Q = \int_0^t RI^2 \, dt$$

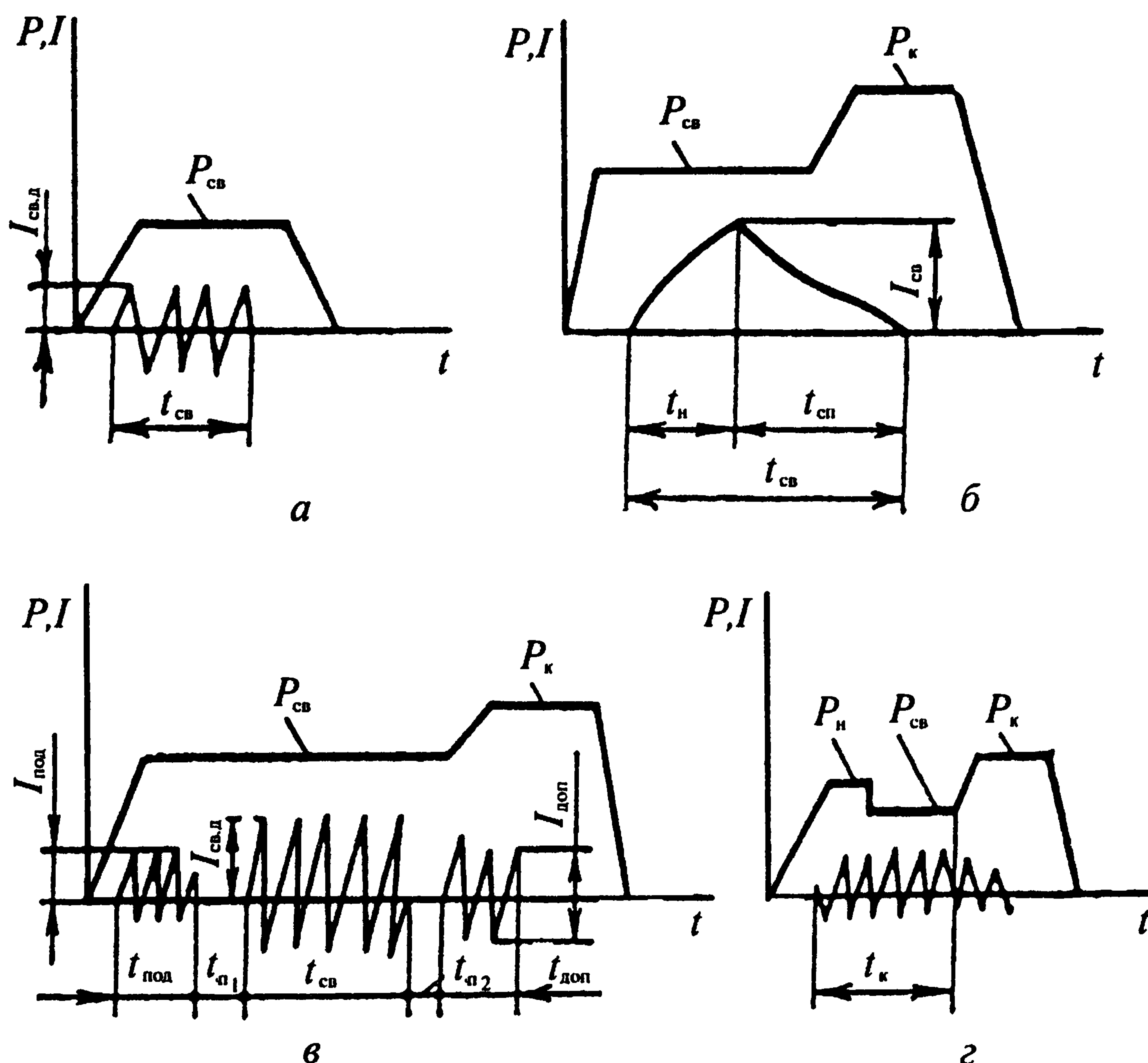


Рис. 24.2. Циклограммы точечной сварки:

а — простейший цикл; *б* — с проковкой; *в* — трехимпульсный цикл; *г* — с увеличением давления в начальный период или уменьшением давления в момент протекания тока, $I_{св\,д}$ — действующее значение тока, $I_{под}$ — ток импульсного подогрева; $I_{доп}$ — ток дополнительного импульса, $t_н$ — длительность нарастания импульса; $t_{под}$ — длительность импульса подогрева, $t_{сп}$ — длительность спада импульса; $t_{п1}$ и $t_{п2}$ — длительность пауз; $P_{св}$ — длительность сварочного импульса; $P_н$ — начальное усилие; $P_к$ — ковочное усилие

и силой тока имеется квадратичная зависимость. Поэтому даже небольшие колебания силы сварочного тока существенно изменяют количество выделяемой в сварочном контакте теплоты.

На силу сварочного тока, проходящего через место сварки, оказывает влияние шунтирование тока через соседние, уже сваренные точки. Чем меньше расстояние между точками, которое назначает конструктор исходя из требуемой прочности сварного узла, и чем толще свариваемые детали, тем больше потери на шунтирование. Они возрастают и в случае повышенного контактного сопротивления из-за плохой подготовки поверхности деталей под сварку или при малом давлении на электроды. Существуют рекомендации по минимально допустимой величине расстояния между точками в зависимости от марки и толщины свариваемых материалов. Ориентировочно можно считать, что минимальное расстояние между точками для деталей из низколегированных сталей должно

быть равно 3—4 диаметрам точки, из хромоникелевых сталей — на 15—20% меньше, из алюминиевых — на 25—30% больше.

На силу сварочного тока влияет введение в сварочный контур больших магнитных масс, особенно в случае сварки крупногабаритных изделий. Индуктивное сопротивление сварочного контура определяют по уравнению

$$X_L = 2\pi f L,$$

где f — частота тока, Гц; $L = \frac{\mu_0}{\pi} k$ — индуктивность контура, Гн; $\mu_0 = 1{,}256 \cdot 10^6$ Г/см — магнитная проницаемость воздуха; k — величина, определяемая геометрическими параметрами.

Так как магнитная проницаемость стали $\mu > \mu_0$, то с введением в контур магнитных масс индуктивность L начнет возрастать, а вместе с этим увеличиваться и индуктивное сопротивление X_L. Следовательно, по мере перемещения свариваемых деталей внутрь контура сварочный ток будет уменьшаться, что приведет к снижению прочности точек. Избежать последнего можно соответствующим увеличением потребляемой электрической мощности из сети. Следует так проектировать сварные конструкции, чтобы в процессе сварки их можно было перемещать поперек сварочного контура, тогда изменение индуктивности будет незначительным.

Снижение индуктивного сопротивления вторичной цепи достигается применением трехфазной низкочастотной сварки. Как видно из формулы индуктивного сопротивления, уменьшение частоты f приводит к уменьшению индуктивного сопротивления.

Значительно уменьшаются потери на индуктивность, а значит, и потребляемая мощность при сварке на постоянной силе тока, вследствие включения во вторичный контур сварочной машины полупроводниковых выпрямителей.

На образование соединения оказывает существенное влияние общее сопротивление R зоны сварки на участке электрод—электрод (см. рис. 24.1). Его можно представить как

$$R = R_п + R'_п + R_д + R'_д + R_к,$$

где $R_п$, $R'_п$ — переходное сопротивление соответственно между верхней деталью и электродом и нижней деталью и электродом; $R_д$, $R'_д$ — сопротивление верхней и нижней деталей соответственно; $R_к$ — сопротивление контакта между деталями. Если свариваются одинаковые толщины и материалы, то

$$R = 2R_п + 2R_д + R_к.$$

Установлено, что основная роль в выделении теплоты принадлежит сопротивлению деталей $R_д$ и $R'_д$ (кроме микросварки, где сопротивление деталей и контактное сопротивление соизмеримы).

Если сопротивление деталей является величиной постоянной, то сопротивление контакта между деталями $R_к$, оказывающее определенное влияние на процесс сварки, зависит от многих факторов, в том числе от физических свойств металла, состояния поверхности деталей в месте их контакта, давления на электродах, их формы.

При сварке сплавов, обладающих высокой электро- и теплопроводностью, например алюминиевых, необходимо увеличить тепловыделение в зоне контакта при прохождении электрического тока, чего можно добиться уменьшением в этот момент давления на электродах и увеличением таким образом контактного сопротивления (рис. 24.2, *г*). Такой характер изменения давления способствует также увеличению эффекта проковки.

Чтобы уменьшить вредное влияние переходного сопротивления $R_п$, торцы электродов периодически защищают, с поверхности свариваемых деталей оксиды и различного рода загрязнения удаляют механической зачисткой или химическим травлением. Электроды изготавливают из сплава, хорошо проводящего электрический ток, позволяющего получить малую величину сопротивления в контакте электрод—деталь. Для повышения стойкости электроды изнутри охлаждают водой.

Режим точечной сварки выбирают на основании отраслевых стандартов, инструкций и рекомендаций. На практике он корректируется в зависимости от влияния ряда факторов.

Довольно распространенным случаем при точечной сварке является сварка двух деталей разных толщин. Неодинаковая толщина свариваемых деталей приводит к смещению ядра точки к центру деталей. Для обеспечения минимальной глубины проплавления более тонкой детали, составляющей не менее 15% ее толщины, следует принимать меры к увеличению ее нагрева. Это достигается применением со стороны тонкой детали (или детали с меньшим электросопротивлением) электрода из менее теплопроводного материала или подбором специальных прокладок между электродом и указанными деталями, а также размещением между деталями прокладок из материала с более высоким электросопротивлением.

Некоторые изменения режимов точечной сварки, ее технологии приходится осуществлять при использовании клеесварных соединений. Применяются клеи, которые могут наноситься как после, так и до сварки. При сварке по клею следует помнить, что сварка и исправление дефектных точек должны быть закончены до затвердения клея, т. е. в течение нескольких часов. Клеи могут быть холодного или горячего отверждения. Последние требуют после завершения сварки специальной термообработки для протекания полимеризации клея. Указанные клеи более долговечны и надежны, чем клеи холодного отверждения, и поэтому нашли большее применение.

Основным типом соединения при точечной сварке является нахлесточное. В соответствии с особенностями технологии точечной сварки и приме-

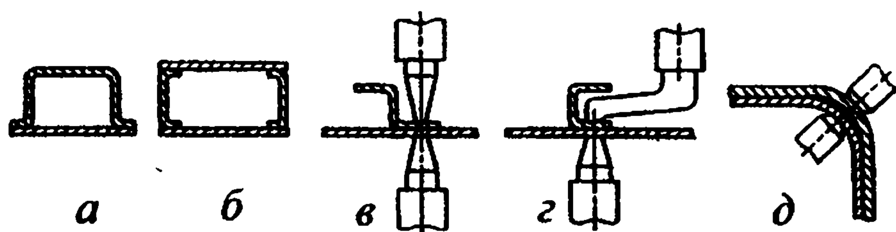


Рис. 24.3. Примеры рациональных (*а*, *в*) и нерациональных (*б*, *г*, *д*) конструкций узлов для точечной сварки

няемым оборудованием необходимо проектировать сварные узлы так, чтобы магнитные массы. вводимые в контур, были минимальными. С этой точки зрения конструкция *а* целесообразнее конструкции *б* (рис. 24.3), так как во втором случае изделие при сварке обязательно должно вводиться внутрь сварочного контура, тогда как в первом имеется возможность перемещения свариваемых деталей поперек сварочного контура. Конструкция узла *г* менее распространена, чем конструкция *в*, из-за необходимости применения электрода сложной формы, более трудоемкого в изготовлении.

Конструкция узла *д* является типичным примером нерационального расположения сварной точки в месте, где практически невозможно обеспечить плотное прилегание свариваемых деталей.

В ряде конструкций затруднен доступ к свариваемым деталям с двух сторон. Для таких случаев применяется односторонняя точечная сварка (рис. 24.4), позволяющая не только сваривать конструкции с затрудненным доступом с двух сторон, но обладающая и другим достоинством — габариты изделия почти не влияют на размеры сварочных машин и величину индуктивного сопротивления вторичного контура, которые в процессе односторонней сварки практически постоянны.

Двух- или многоточечная сварка способствует увеличению производительности сварки. Осуществить это можно применяя специальные машины, имеющие две (или более) пары сваривающих электродов. Сваривать ими можно с очень высокой производительностью (50 000 точек в час и выше). В многоточечных машинах прижатие электродов осуществляется последовательно или одновременно всех сразу. В последнем случае деформации сварного узла получаются меньше и такая схема более предпочтительна.

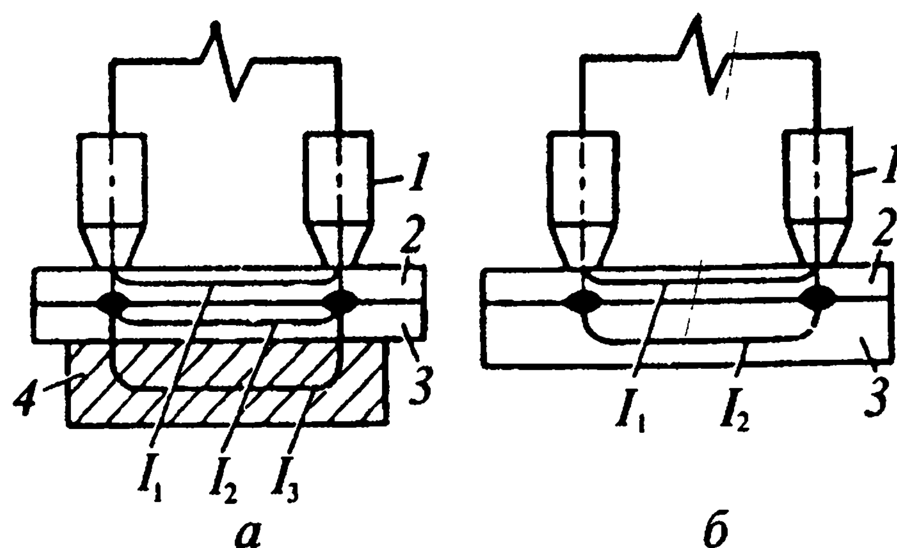


Рис. 24.4. Схема односторонней точечной сварки при одинаковой (*а*) и разной (*б*) толщине деталей:

1 — сварочные электроды; *2* — верхняя деталь; *3* — нижняя деталь; *4* — медная прокладка; I_1 — ток шунтирования; I_2 — ток, проходящий через нижнюю деталь; I_3 — ток, проходящий через медную шину

Кроме стационарного оборудования для точечной сварки применяют различные переносные устройства типа клещей и

пистолетов. Основная область их использования — сварка тонколистовых конструкций в труднодоступных местах.

Разновидностью контактной точечной сварки является рельефная сварка, характер образования сварного соединения при которой во многом сходен с точечной сваркой. Сварка в данном случае происходит по предварительно подготовленным в металлических изделиях выступам.

Обычно на поверхности деталей выполняется несколько рельефов или один выступ замкнутой формы в виде кольца. В первом случае детали соединяются одновременно в нескольких точках, во втором — образуется непрерывный герметичный шов (контурная рельефная сварка). Рельефная сварка применяется для деталей небольших размеров из-за значительной потребляемой мощности. Одним из вариантов рельефной сварки является Т-образная сварка, при этом к плоским деталям привариваются детали типа стержня с закругленным концом.

Точечная сварка широко применяется для сварки конструкций и узлов из сталей, титановых, алюминиевых и медных сплавов.

Шовная сварка обеспечивает соединение элементов внахлестку вращающимися дисковыми электродами в виде непрерывного или прерывистого шва. Принципиальные схемы двусторонней и односторонней сварки приведены на рис. 24.5. В зависимости от характера вращения роликов различают непрерывную и шаговую (прерывистую) шовную сварку.

При непрерывной сварке ток подается при вращающихся роликах непрерывно или в виде импульсов при постоянном давлении на электродах.

Импульсная подача тока по ряду позиций является более оптимальной. Точка в этом случае образуется при прохождении каждого отдельного импульса. Перемещение свариваемых деталей и частоту импульсов надо подбирать так, чтобы точки перекрывали друг друга на

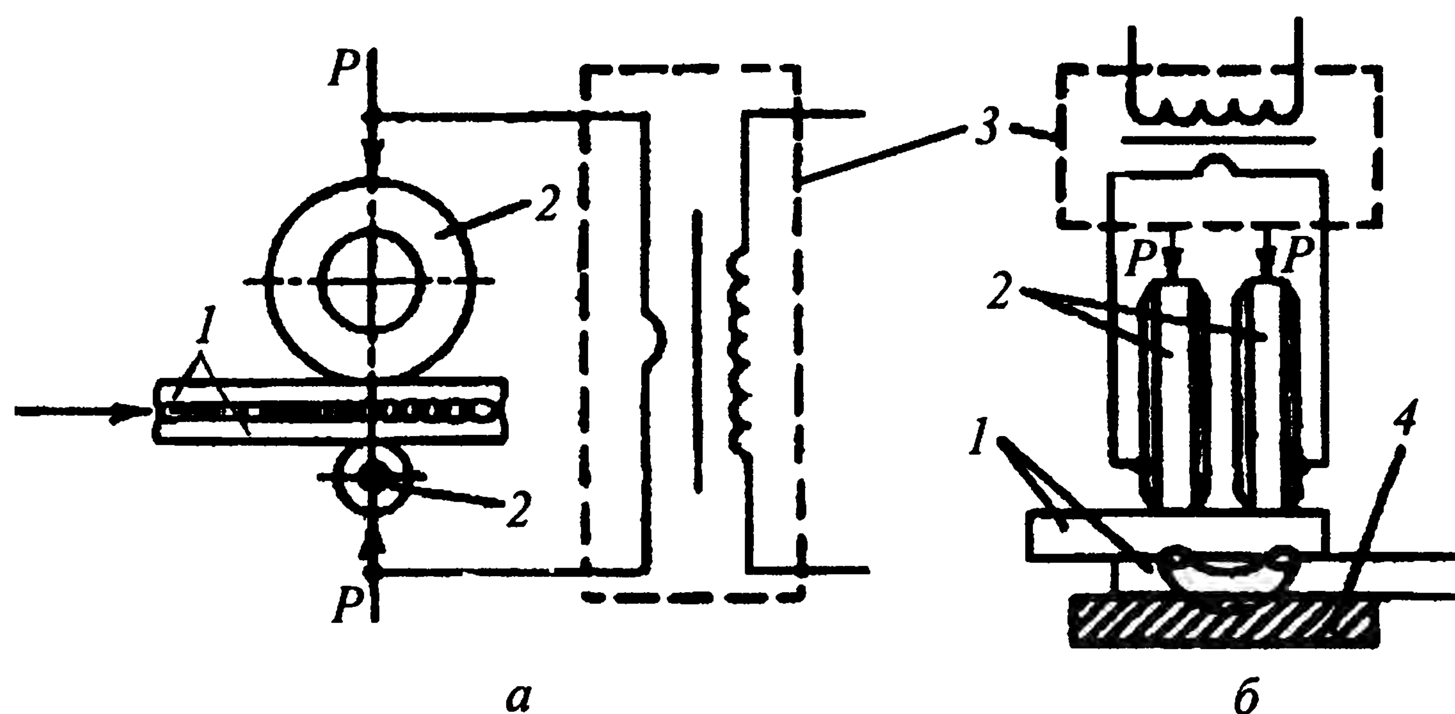


Рис. 24.5. Схема шовной двусторонней (*а*) и односторонней (*б*) сварки:
1 — свариваемые детали; *2* — сварочные ролики; *3* — сварочный трансформатор; *4* — медная прокладка

30—50 %, тогда соединение получится плотным. При большой скорости перемещения деталей и малой частоте импульсов можно получить прочные, но не герметичные швы, аналогичные швам, получаемым при точечной сварке.

При сварке некоторых материалов, прежде всего алюминиевых сплавов, рекомендуется шаговая (прерывистая) сварка. Она заключается в том, что в период подачи сварочного тока дисковые электроды (ролики) неподвижны относительно изделия, а перемещение изделия происходит путем периодического поворота электродов на небольшой угол в паузах между импульсами тока. Такой режим сварки ускоряет кристаллизацию точки, улучшает условия охлаждения роликов, уменьшает их износ, стабилизирует качество точки.

Давление на электродах может быть постоянным или увеличиваться в конце сварки. Последнее позволяет осуществлять проковку точки.

Из-за значительного шунтирования через ранее сваренные точки при шовной сварке требуются большие мощности, чем для точечной. С учетом более жестких режимов при шовной сварке и шунтирования сила тока по сравнению с точечной выбирается на 20—60% больше.

Типы соединений, рекомендуемые для шовной сварки, аналогичны тем, которые применяются для точечной сварки. Основное из них — нахлесточное, которое варьируется в зависимости от конструкции изделий. Некоторое ограничение в выборе вида соединения сужает область применения шовной сварки.

Шовная сварка, как и точечная, из-за использования в изделиях нахлесточных соединений приводит к увеличению расхода металла и массы конструкций.

Стыковая сварка — это контактная сварка, при которой соединение свариваемых деталей происходит по поверхности стыкуемых торцов.

По характеру протекания процесса образования соединения стыковая сварка может быть сваркой сопротивлением или сваркой оплавлением. Последняя, в свою очередь, подразделяется на сварку с прерывистым и непрерывистым оплавлением. Принципиальная схема стыковой сварки приведена на рис. 24.6.

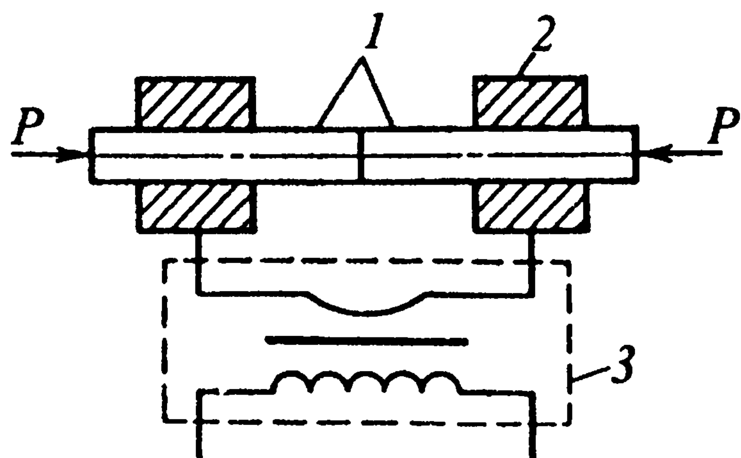


Рис. 24.6. Схема стыковой сварки: *1* — детали, *2* — зажимные губки; *3*— сварочный трансформатор

При сварке по методу сопротивления нагрев металла осуществляется без оплавления соединяемых торцов, которые хорошо подгоняют друг к другу посредством механической обработки. Детали перед сваркой приводят в соприкосновение и пропускают через них сварочный ток. Нагревание места сварки до температуры (0,8—0,9)$T_{пл}$ происходит в основном теплотой, выделяемой в зоне контакта и в свариваемых деталях.

После нагревания сварочного стыка до пластического состояния ток выключается и производится осадка деталей, при этом скорость сближения резко увеличивается, в результате чего торцы деталей пластически деформируются и в месте их соприкосновения образуется сварное соединение в твердом состоянии.

Определенную трудность при сварке сопротивлением представляет удаление стыка из оксидных пленок, без чего невозможно получение качественного соединения. В связи с этим важная роль принадлежит процессу пластического деформирования торцов свариваемых деталей, в результате чего часть оксидов может выдавливаться в образующееся утолщение.

При сварке методом оплавления нагрев металла сопровождается оплавлением соединяемых торцов. Зажатые в губках машины детали сближают при включенном сварочном трансформаторе. Процесс сварки в этом случае начинается с оплавления отдельных контактных точек, выступающих над поверхностью торцов, сопровождается интенсивным искрообразованием и заканчивается полным оплавлением всей поверхности стыка. Затем производят осадку, в результате которой оксиды вместе с жидким металлом вытесняются наружу.

При стыковой сварке оплавлением в свариваемом стыке образуется большое количество паров металла и химических соединений, например CO и CO_2 (при сварке сталей), что снижает количество кислорода, взаимодействующего с расплавленным металлом. Таким образом, металл шва получается более чистым, чем при сварке сопротивлением, если она осуществляется без защиты каким-либо способом свариваемого стыка от окисления.

Сварку оплавлением рекомендуют для соединения деталей с повышенной площадью поперечного сечения, сложной конфигурацией, а также для сплавов с высокой электро- и теплопроводностью, например алюминиевых.

Конструкции сварных соединений для стыковой сварки должны максимально удовлетворять требованию равномерного нагрева обеих деталей. Это достигается при сварке деталей с одинаковым сечением из одного и того же металла. Если детали имеют разное сечение, необходимо изменением конструкции одной из них добиться более близких по характеру условий теплоотвода при сварке.

Большие затруднения возникают при сварке деталей из разнородных металлов, особенно при существенных различиях их электро- и теплопроводности. В таком случае лучше использовать сварку оплавлением.

Стыковая сварка в настоящее время применяется для изготовления деталей из сталей, алюминиевых, титановых, медных сплавов и некоторых тугоплавких металлов. Ею можно соединять детали как с компактными, так и с развитыми, сложными сечениями. Стыковая сварка весьма перспективна при замене дуговых методов, тем более что производительность ее существенно выше.

24.2. Конденсаторная сварка

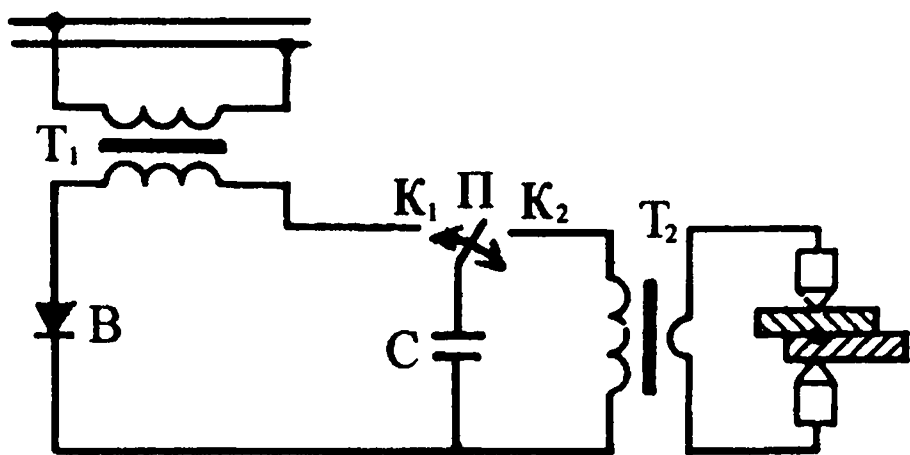


Рис. 24.7. Принципиальная схема точечной конденсаторной сварки

Конденсаторная сварка является разновидностью контактной сварки и отличается от рассмотренных методов источником энергии. По виду свариваемых соединений она может быть точечной, шовной и стыковой.

На рис. 24.7 приведена принципиальная схема конденсаторной точечной сварки. Схемы шовной и стыковой сварок не приводятся, так как они отличаются только рабочим инструментом. От сварочного трансформатора T_1 через выпрямитель В заряжается батарея конденсаторов С, при этом переключатель П замыкается на контакт K_1, а после зарядки конденсаторов — на контакт K_2. В результате этого происходит разрядка конденсаторной батареи на первичную обмотку сварочного понижающего трансформатора T_2. Магнитное поле, возникающее вокруг этой обмотки, пересекает витки вторичной обмотки и наводит в ней ЭДС; в сварочной цепи протекает ток в течение времени, соответствующего времени разрядки. Количество энергии $A_к$, накопленной конденсатором, зависит от его емкости C и напряжения U:

$$A_к = \frac{CU^2}{2}.$$

При конденсаторной сварке время протекания тока измеряется сотыми и даже тысячными долями секунды.

При сварке деталей разных толщин параметры режима определяют исходя из толщины наиболее тонкой детали. Конденсаторная сварка преимущественно применяется для сварки деталей малых толщин.

Кроме сварки деталей малых толщин конденсаторные машины, работающие на принципе использования накопления энергии, оказались эффективными там, где требуются большие мощности, например при сварке алюминиевых сплавов.

24.3. Диффузионная сварка

Диффузионная сварка деталей происходит в твердом состоянии вследствие возникновения связей на атомарном уровне, появившихся в

результате максимального сближения контактных поверхностей за счет локальной пластической деформации при повышенной температуре, обеспечивающей взаимную диффузию в приповерхностных слоях соединяемых материалов.

Свариваемые детали сдавливают с небольшим усилием и нагревают. Процесс сварки последовательно включает в себя возникновение и развитие физического контакта, активацию контактных поверхностей, взаимодействие атомов, в результате чего между ними устанавливаются связи, приводящие к образованию монолитного соединения.

К режимам диффузионной сварки относятся: температура нагрева, удельное давление при сварке, время выдержки, а также степень вакуумирования.

Повышение температуры сварки, как известно, способствует увеличению поверхности соприкосновения деталей из-за увеличения пластичности металла. Кроме того, с повышением температуры увеличивается скорость диффузии атомов, ускоряются процессы очистки поверхности металлов от оксидов.

Обычно температуру нагрева при диффузионной сварке выбирают в интервале $(0{,}4—0{,}8)T_{пл}$. Однако металлы, склонные к увеличению зерна при нагреве, сваривают при более низких температурах. Кроме того, стремятся снизить температуру сварки тонких деталей во избежание их деформаций. В таком случае необходимая прочность соединения достигается увеличением продолжительности нагрева. Сварка разнородных материалов производится при температуре, выбираемой в соответствии с температурой плавления наиболее легкоплавкого материала.

Удельное давление при диффузионной сварке не должно вызывать заметных пластических деформаций деталей. Максимальное усилие P, с которым можно сдавливать детали, ориентировочно определяют, зная площадь соприкосновения деталей и среднее значение предела текучести при температуре сварки:

$$P = \sigma_т F .$$

Среда, в которой происходит диффузионная сварка, в значительной мере влияет на сварное соединение, поэтому она чаще всего осуществляется в вакууме, имеющем хорошие защитные свойства: не только исключается окисление и взаимодействие с азотом при сварке, но и удаляются оксидные пленки.

Преимущества диффузионной сварки определяются отсутствием плавления металла при сварке, незначительными изменениями свойств основного металла, минимальными остаточными напряжениями и деформациями; большей точностью изготовления узлов, чем при сварке плавлением; малой вероятностью образования трещин; возможностью сварки разнородных металлов.

24.4. Индукционно-прессовая (высокочастотная) сварка

Максимальную плотность переменный ток имеет на поверхности проводника, которая нагревается больше, чем внутренние слои металла. При индукционно-прессовой и радиочастотной сварке этот эффект может быть использован для местного нагрева деталей, причем чем больше частота тока, тем эффективнее поверхностный нагрев:

$$\Delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \nu \mu}},$$

где Δ — глубина проникновения тока; f — частота тока; ν — удельная электропроводимость металла, детали; μ — магнитная проницаемость проводника.

Индукционная сварка (рис. 24.8, *а*) заключается в нагреве свариваемых кромок индуктором *2*. Частота тока в зависимости от используемых типов генератора равна 2,4—8,5 кГц. Нагретые кромки заготовки сжимаются с помощью роликов *3*, которые и завершают процесс сварки. При индукционной сварке плавления кромок не происходит, поэтому оксиды из стыка в момент сдавливания не могут удаляться, что ограничивает ее применение при сварке низкоуглеродистых сталей.

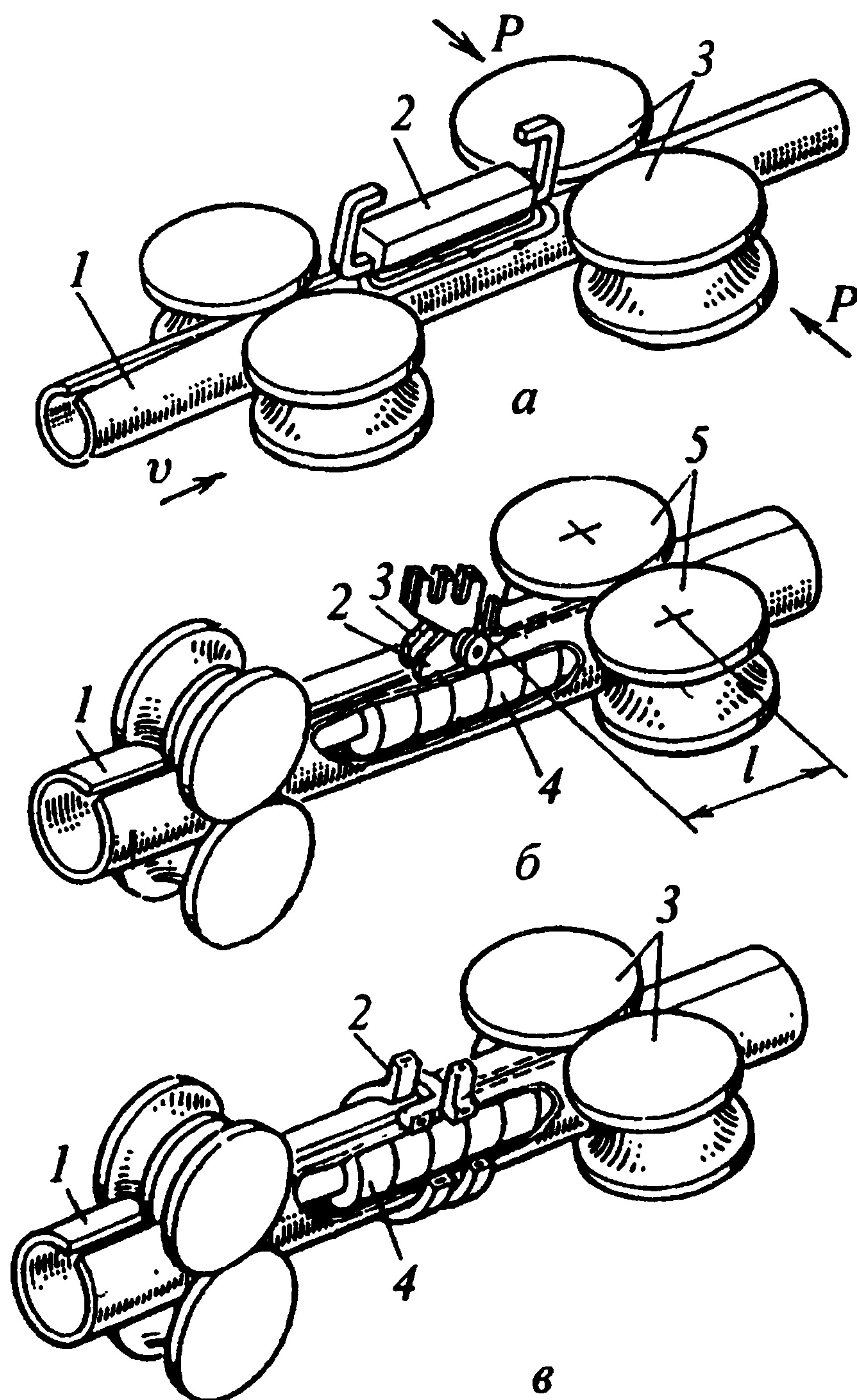


Рис. 24.8. Схема сварки труб:
а — индукционная; *б*, *в* — радиочастотная

Сварка токами радиочастоты (частота 70—450 кГц) производится подводом энергии через скользящие контакты (рис. 24.8, *б*) или с помощью индуктора *2* (рис. 24.8, *в*).

При радиочастотной сварке (рис. 24.8, *б*) контакты *2* и *3* скользят по поверхности движущейся заготовки *1*, формируемой из ленты с помощью прижимных роликов *5* в специальной установке. Ток подводится к каждой кромке через свой скользящий контакт от генератора радиочастоты.

В заготовках ток проходит по свариваемым кромкам до места их

соприкосновения, оплавляет их, обеспечивая требуемый нагрев перед осадкой кромок прижимными роликами. Другой возможный путь для тока — по окружности заготовок. Однако при малом расстоянии от токопроводов до места контакта заготовок удается добиться такого положения, при котором сопротивление току по окружности заготовок будет больше, чем по свариваемым кромкам, и потери на шунтирование оказываются незначительными.

Сварка с подводом тока через скользящие контакты применяется для тонкостенных заготовок. Недостатком ее является необходимость иметь контакты, касание которых с поверхностью движущейся заготовки может нарушаться, в результате поверхность контактов и заготовок подплавляется. Контакты, кроме того, приходится часто заменять.

При радиочастотной сварке по второй схеме (см. рис. 24.8, *в*) трубная заготовка *1* является как бы вторичным витком трансформатора, концы которого замыкаются через свариваемые кромки в месте их соприкосновения. Под действием высокочастотного поля индуктора *2* в заготовке наводится ЭДС и индуцируется ток. Проходя по заготовкам, ток в месте их соприкосновения оплавляет кромки, которые свариваются в результате их сближения под действием прижимных роликов *3*. Для усиления магнитного поля в заготовки может вставляться ферритовый стержень *4*.

Сварка по второй схеме применяется для толстостенных заготовок сравнительно малого диаметра, так как в противном случае возрастают потери при прохождении тока в заготовках.

Радиочастотная сварка высокопроизводительна, скорость ее достигает 0,25 м/с и более. Вследствие малой глубины проникновения тока металл расплавляется непосредственно у поверхности кромок, зона термического влияния мала и деформации в связи с этим получаются незначительными.

Радиочастотной сваркой можно сваривать низко- и высокоуглеродистые, легированные стали, алюминий, медь, латунь, титан и цирконий. Ее применяют при изготовления труб диаметром от 10—12 до 1000—1200 мм как прямым, так и спиральным швом, а также трубных заготовок для последующего получения из них сильфонов различного назначения, волноводных трактов антенных устройств и т. п. Применяется эта сварка и для изготовления изделий более сложной конфигурации.

Контрольные вопросы

1. Приведите сравнительные характеристики термических и термомеханических способов сварки.
2. Какие факторы могут повлиять на прочность точки при контактной сварке?
3. Каковы особенности технологии сварки клеесварных соединений?
4. Назовите способы повышения производительности точечной сварки.
5. Чем объяснить повышенные затраты энергии при роликовой сварке по сравнению с точечной?

6. Каковы наиболее рациональные области применения стыковой сварки сопротивлением и оплавлением?
7. Какие технологические возможности обеспечиваются при конденсаторной сварке, за счет чего?
8. Что является параметрами режима при диффузионной сварке?
9. В чем заключается принцип нагрева при индукционно-прессовой сварке?

Глава 25. Механические методы сварки

25.1. Холодная сварка

Холодная сварка — один из видов сварки в твердой фазе со значительной объемной пластической деформацией и малой степенью ее локализации в зоне контакта соединяемых материалов. Она производится при комнатной температуре и для большинства материалов — ниже температуры рекристаллизации. Ряд легкоплавких металлов, например свинец, индий, галлий, имеют температуру рекристаллизации ниже комнатной температуры, поэтому термин «холодная сварка» для этих металлов применим лишь условно.

При сварке металлов в результате значительных пластических деформаций происходит разрушение оксидных пленок, препятствующих сближению атомов чистых поверхностей металла в месте контакта на расстояния, соизмеримые с параметрами кристаллической решетки, и их активация приводит к возникновению металлических связей и образованию сварного соединения.

В соответствии с современной классификацией холодная сварка по форме получаемого соединения может быть точечной, шовной, стыковой (рис. 25.1, *а, б, в, г*), а по характеру деформаций — сваркой сдавливанием (рис. 25.1, *а, б, в, г*) и сваркой сдвигом (рис. 25.1, *д, е*).

При т о ч е ч н о й холодной сварке используют в качестве инструмента один или два пуансона цилиндрической формы, а при шовной — в виде роликов. Более высокой и стабильной прочность соединения получается при сварке двумя пуансонами или роликами. Пуансоны и ролики рекомендуется изготавливать с уступом. При холодной сварке деталей, особенно больших толщин, когда пуансон внедряется в толщу деталей, последние могут сильно деформироваться, уступы на цилиндрических пуансонах и роликах в завершающий момент прижимают детали и ограничивают их деформацию.

Если изделия выполнены из материалов сравнительно малой пластичности (нагартованные алюминиевые сплавы, медь и др.) толщиной более 4 мм,

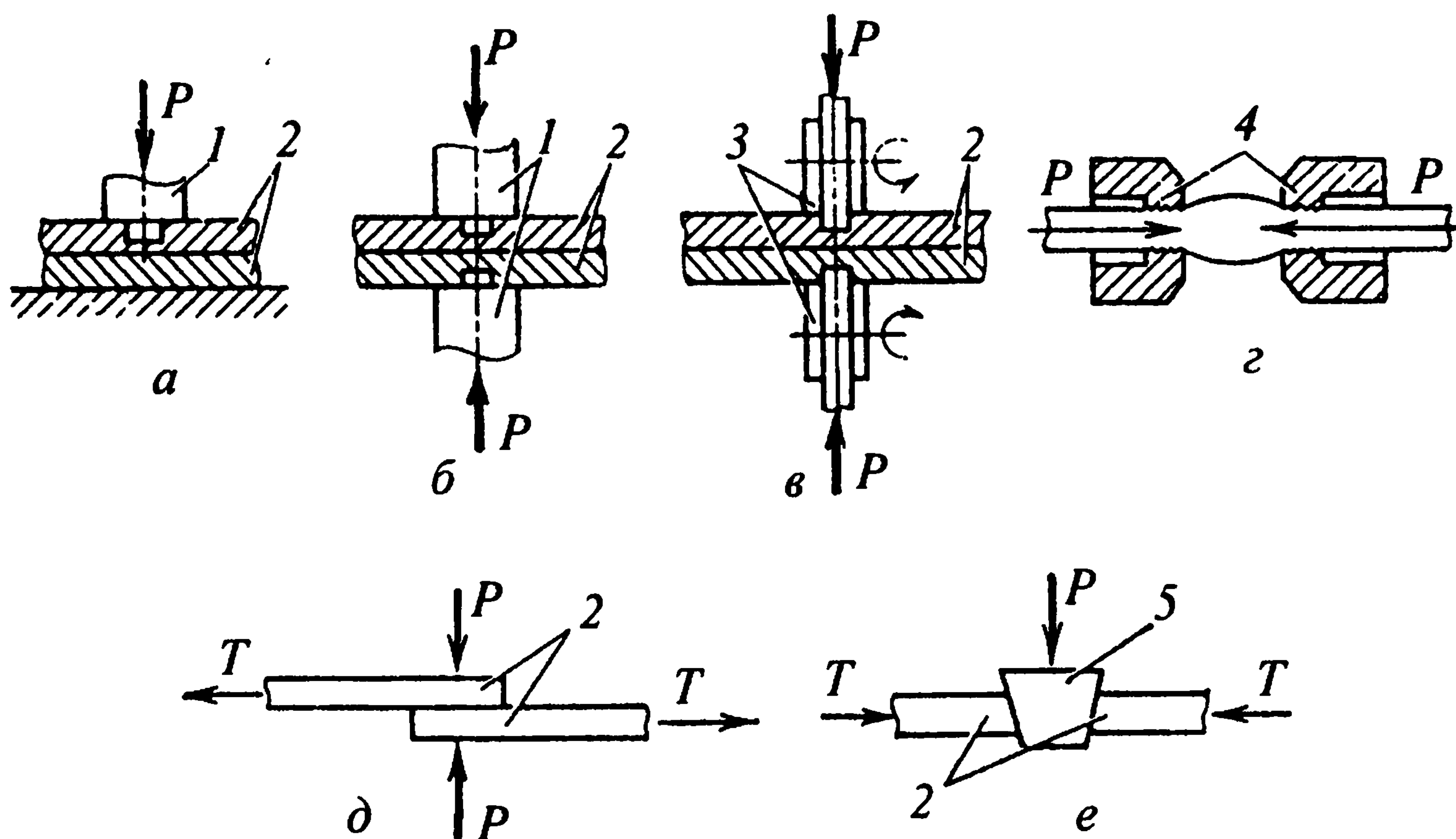


Рис. 25.1. Схема холодной сварки:
а — точечная с одним пуансоном, *б* — точечная с двумя пуансонами, *в* — шовная, *г* — стыковая; *д*, *е* — сдвигом; *1* — пуансон; *2* — свариваемые детали, *3* — ролик; *4* — зажимные цанги; *5* — клин

то из-за деформации деталей в процессе сварки каждой последующей точки может быть даже разрушена предыдущая точка. Для устранения этого явления производят холодную сварку с предварительным зажатием. Прижимами детали фиксируются еще до начала сварки или одновременно с ней. Таким образом предупреждаются не только остаточные деформации, но и деформации в процессе самой сварки. Сварка с предварительным зажатием позволяет получать соединения более прочные, чем при сварке по обычной схеме.

При стыковой сварке детали прочно закрепляются в зажимных цангах, внутренняя рабочая поверхность которых имеет насечку, препятствующую проскальзыванию деталей при их сдавливании.

При холодной сварке сдвигом наряду с нормальными усилиями, сдавливающими соединяемые детали, прикладываются дополнительные усилия, обеспечивающие относительное смещение свариваемых поверхностей.

Это достигается приложением силы *Т* (рис. 25.1, *д*) или использованием клиновидной прокладки (рис. 25.1, *е*), впрессовываемой с усилием между деталями в зазор аналогичной конфигурации.

Сдавливание и одновременно сдвиг по свариваемым поверхностям способствуют лучшему разрушению оксидных пленок, облегчают смятие неровностей, что приводит к более полному физическому контакту между деталями, расширяют площадь соприкосновения чистых свариваемых поверхностей при меньшей величине нормальных усилий. Последнее особенно важно при изготовлении с помощью холодной сварки деталей большого сечения.

Параметрами режимов холодной сварки являются удельное давление, величина вылета деталей из цанг (при стыковой сварке), диаметр пуансона, степень деформации.

Степень пластической деформации, необходимая для получения качественного соединения, зависит от свойств металла, толщины соединяемых деталей, способа подготовки поверхностей под сварку, толщины и свойств оксидной пленки, схемы деформирования.

Большое влияние на степень деформации оказывает соотношение твердости оксидной пленки к твердости основного металла: степень деформации должна быть тем больше, чем меньше это соотношение. При сварке разнородных материалов степень деформации определяют исходя из свойств наиболее пластичного металла.

Основная трудность подготовки поверхности деталей под холодную сварку заключается в тщательном удалении с нее органических и адсорбированных пленок.

Холодной сваркой успешно соединяют металлы, обладающие хорошими пластическими свойствами, такие, как алюминий, свинец, олово, медь, цинк, кадмий, никель и другие, а также их сочетания. Этот способ сварки нашел применение главным образом в приборостроении. Стыковая и точечная сварка применяется также для соединения проводов и шин при монтаже электросхем.

Одним из направлений применения холодной сварки является сочетание ее с обработкой давлением: прокаткой, высадкой, штамповкой, вытяжкой и т. п. С помощью последней, например, получают биметаллические переходники из алюминия и коррозионностойкой стали, которые затем используются в бесфланцевых соединениях трубопроводов.

25.2. Сварка взрывом

Взрывчатое вещество (ВВ) обычно укладывают равномерным слоем непосредственно на деталь (рис. 25.2, *а, в*), иногда для некоторого смягчения удара между зарядом и деталью помещается прокладка из резины или пластика (рис. 25.2, *г*). Образование соединения происходит в результате соударения верхней (метаемой) пластины с нижней. Ударной волной взрыва осуществляется и необходимая для сварки очистка от загрязнений свариваемых поверхностей.

Более подробно процесс сварки взрывом и некоторые его закономерности можно представить следующим образом. После инициирования детонатором взрыва заряда ВВ с огромной скоростью по нему распространяется плоская детонационная волна. Позади движущейся плоской детонационной

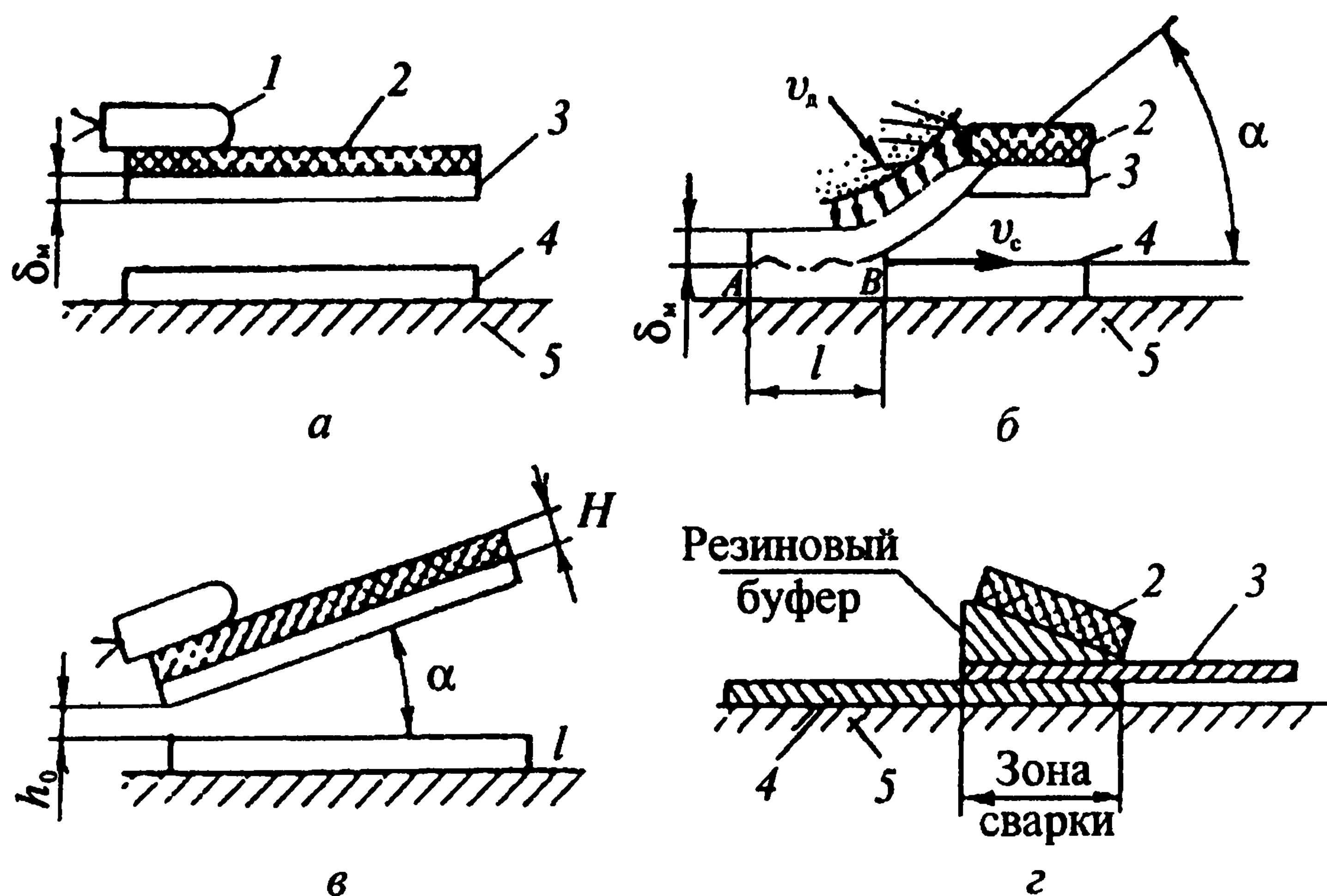


Рис. 25.2. Схема сварки взрывом:
а, в — исходное положение деталей; *б* — установившийся процесс сварки; *г* — сварка без начального зазора; *1* — детонатор; *2* — взрывчатое вещество; *3* — верхняя деталь; *4* — нижняя деталь; *5* — основание

волны остаются продукты взрыва, давление при этом составляет 10—20 ГПа. За счет этого части верхней детали, расположенной в зоне действия продуктов взрыва, сообщается ускорение в направлении к неподвижной детали. Силовое воздействие на участки верхней пластины происходит последовательно по мере перемещения фронта детонации, и в любой промежуточный момент времени установившегося процесса сварки положение свариваемых деталей будет таким, как показано на рис. 25.2, *б*. Та часть верхней пластины, где детонация ВВ еще не произошла, находится в исходном положении параллельно нижней, а где прошел фронт детонации, пластины будут уже сварены (участок между точками *A* и *B*). В итоге верхняя пластина получит в процессе сварки двойной изгиб, причем точка *B* непрерывно и с большой скоростью переместится вправо. При параллельном положении пластин до сварки скорость перемещения точки *B* ($v_с$) равна скорости детонации ($v_д$).

При соударении свариваемых пластин в металле возникает упругая ударная волна, а затем, если давление достаточно и превышает некоторое критическое значение, — пластическая. Под влиянием последней увеличивается число дислокаций и, следовательно, число активных центров, что стимулирует процесс взаимодействия между свариваемыми поверхностями. Именно дислокационный механизм взаимодействия наиболее часто встречается при объяснении сущности образования соединения при сварке взрывом.

Удаление оксидов происходит под воздействием кумулятивной (направленной) воздушной струи, которая образуется при сближении с огромной скоростью свариваемых деталей. Скорость самой струи достигает 6000—7000 м/с, поэтому она оказывает большое давление на металл.

Как показывает практика, поверхность лучше очищается при сварке деталей, предварительно наклоненных на некоторый угол α (рис. 25.2, *в*).

Обычно детали располагают друг относительно друга под углом α = 2—15° и с первоначальным зазором h_0 = 2—3 мм. Однако возможна сварка взрывом деталей и без зазора (рис. 25.2, *г*). В таком случае детали свариваются, очевидно, вследствие некоторого относительного сдвига, а также зазора, который образуется под неизбежной деформацией нижней пластины и основания, на котором она находится.

За счет энергии взрыва сварка может происходить практически по неограниченной поверхности. Таким образом получают биметаллические материалы.

С помощью сварки взрывом сваривают детали и более сложной формы (например, заготовки биметаллических переходников для бесфланцевого соединения трубопроводов из разнородных металлов), различные теплообменники, в массивные плиты которых приходится вваривать большое число тонкостенных трубок, облицовывают цилиндрические детали. Сварка плавлением из-за существенной разницы толщин свариваемых деталей достаточно трудна, поэтому сварка взрывом для подобных конструкций является одной из наиболее рациональных. Кроме того, эта сварка применяется для некоторых композиционных материалов.

В последнее время сварка взрывом (так же, как и холодная) применяется в сочетании со штамповкой. При штамповке взрывом многослойных деталей в ряде случаев осуществляют одновременно и сварку по поверхности их контакта.

25.3. Ультразвуковая сварка

Соединение при этом методе сварки образуется под влиянием давления и ультразвуковых колебаний (рис. 25.3).

Ультразвуковые колебания в сварочных установках получают следующим образом. Ток от генератора *1* высокой частоты подается на обмотку *3* магнитострикционного преобразователя *2*, который собирается из пластин толщиной 0,1—0,2 мм. Материал, из которого они изготовлены, способен изменять свои геометрические размеры под действием переменного магнитного поля. Если магнитное поле направлено вдоль пакета пластин, то любые его изменения приведут к укорочению или удлинению магнитостриктора, что позволит преобразовать высокочастотные электрические колебания в механические той же частоты.

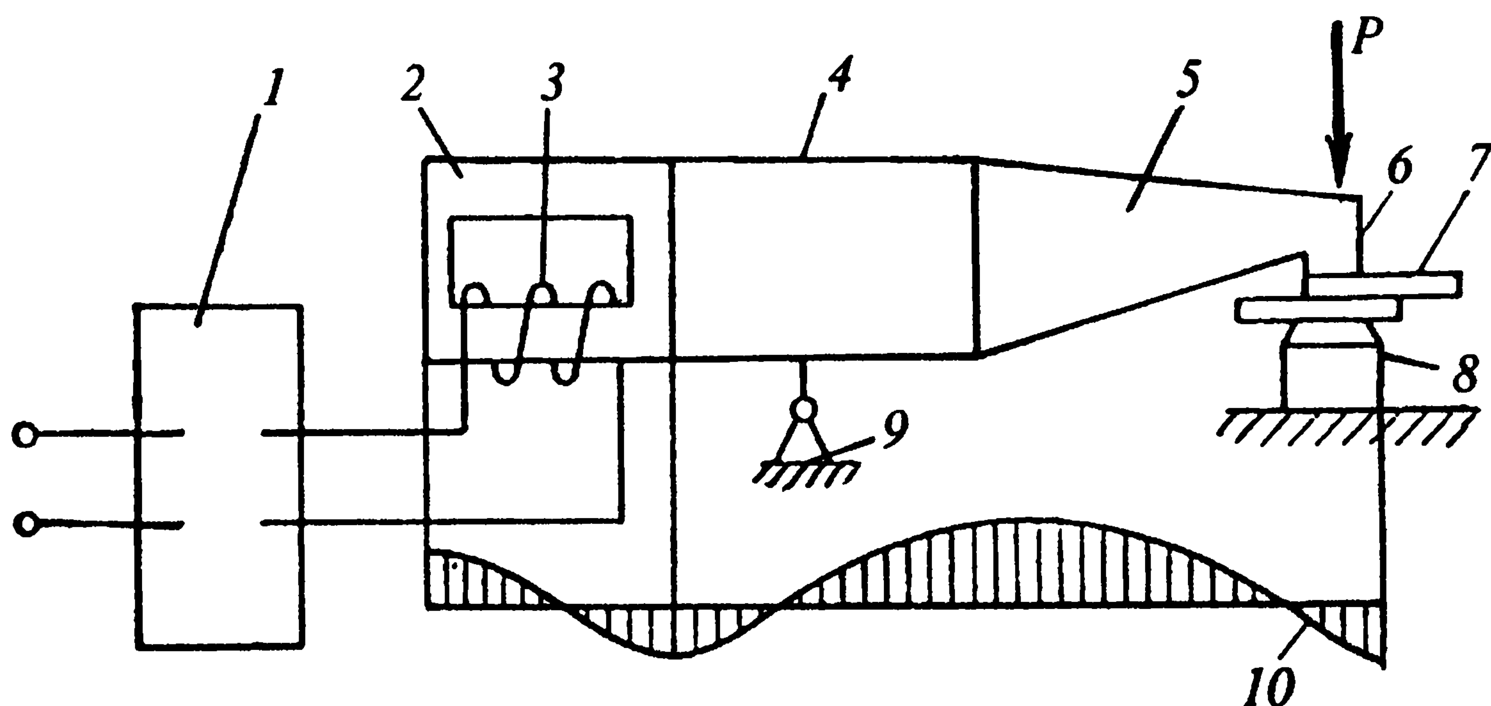


Рис. 25.3. Схема ультразвуковой сварки

Преобразователи ультразвуковых колебаний с помощью припоя или клея соединяются с волноводом *4*. Волновод передает колебания концентратору *5*. Волновод цилиндрической формы не изменяет амплитуды колебаний, в то время как ступенчатые, конические концентраторы усиливают их. Поэтому выбирается специальная форма концентратора, а его размеры рассчитывают с учетом необходимого коэффициента усиления.

Размеры волноводной системы подбираются так, чтобы в зоне сварки был максимум амплитудного значения колебаний (рис. 25.3, кривая *10*).

За счет поворота волновода вокруг опоры *9* сваривающий выступ *6* (наконечник) прижимает детали *7* друг к другу и к нижней опоре — электроду *8* с усилием *P*, создаваемым механизмами пневматического или рычажно-грузового типа.

В итоге к деталям, находящимся под давлением, через концентратор подводятся продольные, сдвиговые колебания. Сварное соединение образуется в результате совместного воздействия давления и колебаний при сдвиге.

Наиболее рационально применение сварки ультразвуком в следующих областях.

1. Сварка деталей малых толщин. При этом ультразвуковая сварка имеет определенные преимущества, например, перед конденсаторной. Эти преимущества обусловлены тем, что при одинаковой толщине деталей диаметр точки при сварке ультразвуком можно получить больше, чем при конденсаторной сварке, также применяемой для соединения деталей малых толщин.

2. Сварка деталей разных толщин и разнородных металлов, которые не свариваются или трудно свариваются другими методами. Существенные успехи достигнуты при сварке ультразвуком металлов с неметаллами (полупроводниками, стеклом и некоторыми другими материалами). Это обеспечило применение ультразвуковой сварки в электронной и радиотехнической

промышленности. С помощью ультразвука сваривают детали из пластмасс. Ультразвуковая сварка наряду с лазерной применяется для соединения биологических тканей, что является уникальным примером использования сварки ультразвуком и одновременно характеризует ее широкие возможности.

3. Сварка деталей из термообработанных материалов. Отсутствие значительного нагрева не приводит к заметному понижению прочности металла околошовной зоны.

4. Сварка без предварительной зачистки поверхности деталей, защищенных покрытиями (плакирование, анодирование).

5. Сварка ультразвуком более экономична с точки зрения затрат электроэнергии. Однако недостатки ультразвуковой сварки существенно сужают область ее применения: толщина свариваемых деталей ограничена 1,5—2 мм; наблюдается неустойчивость параметров режимов сварки и, как следствие, нестабильность прочности сварных соединений, устранить которые и надежно проконтролировать методами неразрушающего контроля довольно сложно.

25.4. Сварка трением

Метод основан на образовании сварного соединения под влиянием давления и нагрева, при котором нагрев осуществляется трением, вызываемым вращением одной из свариваемых деталей. Вследствие нагрева достигаются значительные пластические деформации при меньших давлениях.

Образование прочного соединения происходит в результате возникновения металлических связей между чистыми контактирующими поверхностями. Неровности, различные включения и пленки, препятствующие образованию этих связей, разрушаются при трении и удаляются из зоны сварки в процессе пластической деформации, протекающей в радиальном направлении. Интенсивная очистка поверхности от оксидных и адсорбированных пленок позволяет не только обеспечивать возможность сварки, но и получать высокопрочные соединения. Схемы различных видов сварки трением приведены на рис. 25.4.

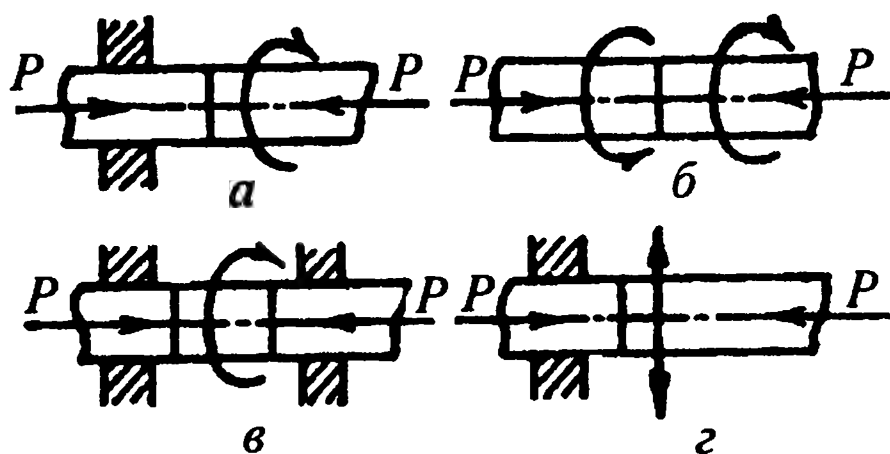


Рис. 25.4. Принципиальная схема сварки трением:

а — вращение одной детали; *б* — вращение обеих деталей; *в* — сварка неподвижных деталей с вращающейся вставкой; *г* — сварка при возвратно-поступательном движении одной из деталей

Основными параметрами режима сварки трением являются: частота вращения свариваемых

деталей, величина осевого усилия при нагреве, величина осадки при нагреве, величина осевого усилия проковки, длительность приложения усилия проковки. В качестве параметра режима сварки можно использовать длительность нагрева.

Для облегчения процесса сварки трением, в частности для более равномерного нагрева деталей, имеющих различную конфигурацию и массу, рекомендуется предусматривать специальные выступы или проточки.

Возможность сварки трением деталей из самых разнообразных материалов, в том числе из разнородных, экономичность, высокая производительность и качество соединения — характерные особенности этого процесса, применяемого в машиностроении при изготовлении ряда ответственных деталей.

Большой экономический эффект достигнут при внедрении сварки трением заготовок различного режущего инструмента для цехов механической обработки.

Ограничивают область применения сварки трением путем вращения, специфические требования к конфигурации деталей — одна или обе детали должны быть телом вращения.

25.5. Магнитоимпульсная сварка

Соединение образуется в результате соударения соединяемых частей, вызванного воздействием импульсного магнитного поля. Принципиальная схема сварки импульсным магнитным полем приведена на рис. 25.5. Детали 7 и 6 устанавливают так, чтобы свариваемые поверхности находились внахлестку под углом друг к другу и с зазором между ними. Магнитная катушка 4 размещается внутри детали на поверхности, противоположной свариваемой. Последняя располагается под некоторым углом к детали 2, установленной в опоре 5. После зарядки конденсаторной батареи 2 от зарядного устройства 1 коммутирующее устройство 3 осуществляет его разрядку на катушку 4, вокруг которой образуется магнитное поле. Его силовые линии пересекают деталь 7 и индуцируют в ней вихревые токи. Последние создают собственное магнитное поле вокруг детали. Взаимодействие магнитных полей катушки и детали приводит к отталкиванию детали от катушки. В результате возникает сила, которая придает ускорение детали 7 в направлении детали 6. При их соударении достигается давление, необходимое для сварки. Кратковременностью действия импульса, динамическим характером процесса магнитоимпульсная сварка напоминает сварку взрывом. Строение металла в зоне контакта после сварки этими методами тоже имеет много

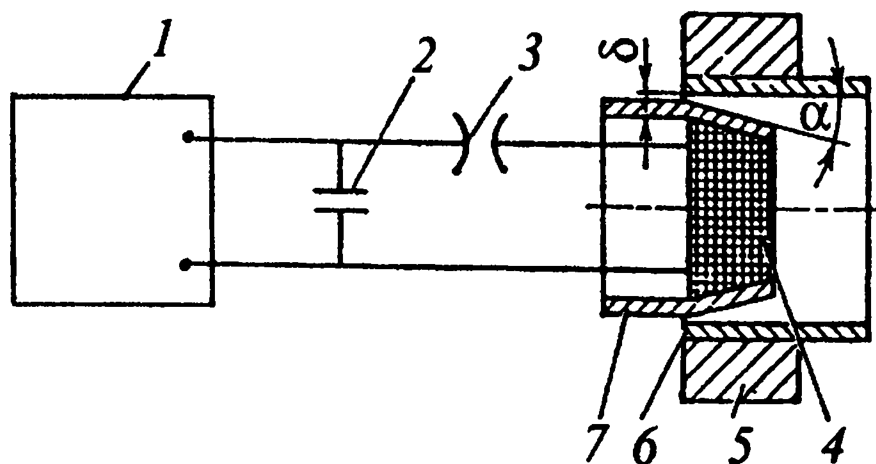


Рис. 25.5. Схема магнитоимпульсной сварки

общего. Так, в обоих случаях соединение получается волнистым. Очевидно, схожим должен быть и механизм удаления оксидной пленки и образования металлических связей. Длительность импульсов при магнитоимпульсной сварке и сварке взрывом составляет 10—100 мкс, т. е. они примерно одинаковы, однако давление при сварке взрывом на порядок выше.

Кроме рассмотренной схемы сварки применяется и другой вариант, когда катушка индуктивности охватывает наружную деталь, метаемую магнитным полем в направлении внутренней детали. Если внутренняя деталь тонкостенная, то в нее вставляется опорная втулка, препятствующая ее смятию. Схема сварки с наружным расположением индуктора позволяет сваривать не только полые детали, но и полые детали со сплошными, например с осями, валиками, тягами и т. п.

Магнитоимпульсная сварка — это высокопроизводительный процесс, обеспечивающий хорошее качество сварного соединения, в том числе герметичность, вибро- и термостойкость. Кроме сварки деталей из одинаковых металлов возможна сварка разнородных материалов, таких, как алюминий—медь, алюминий—коррозионностойкая сталь, цирконий—коррозионностойкая сталь. Кроме того, магнитоимпульсная сварка (по сравнению со сваркой взрывом) проще с точки зрения соблюдения техники безопасности.

Контрольные вопросы

1. Какова сущность образования соединений при механических способах сварки?
2. Как удаляется оксидная пленка при различных механических способах сварки?
3. При ультразвуковой сварке каких материалов в сварном соединении необходимо создавать касательные, а каких — нормальные напряжения?
4. Почему при конденсаторной сварке (в отличие от ультразвуковой) не удается получить достаточно большой диаметр сварной точки при соединении деталей малых толщин?
5. Каковы основные области применения механических способов сварки?

Глава 26. Сопутствующие процессы при сварке. Особенности сварки конструкционных материалов

26.1. Свариваемость

Свариваемость — технологическое свойство материалов (металлов) или их сочетаний образовывать в процессе сварки соединения, отвечающие кон-

струкционным и эксплуатационным требованиям к ним. Это определение свариваемости следует отличать от свариваемости как простой возможности получить соединение. В настоящее время принципиально можно соединить сваркой большинство материалов, однако конструктора всегда интересует качество соединений.

Материал в процессе его сварки так или иначе изменяет свои свойства. Эти изменения зависят как от самого материала, его физико-химических свойств, так и от метода и режимов сварки. Причем следует учитывать, что степень воздействия на материал сопутствующих сварке явлений может быть весьма значительной. Поэтому без учета анализа свариваемости того или иного материала, условий, при которых происходит сам процесс сварки, особенностей конструкции сварного изделия или узла конструктор не может выбрать материал для изготовления изделия и рационально проектировать его.

Свариваемость — сложное, комплексное свойство материалов. Его нельзя определить каким-либо одним испытанием, одной методикой. Оценка свариваемости непосредственно связана с характеристикой материала, условиями его эксплуатации. Однако некоторые критерии оценки свариваемости являются достаточно общими для широкого круга металлов и сплавов. Рассмотрим основные из них.

Изменение химического состава и распределение элементов в сварном соединении. Металл при сварке может достаточно сильно нагреваться, а при термических методах происходит его плавление на небольшом локальном участке. В таких условиях химический состав металла изменяется. Степень изменений зависит от химической активности самого металла, состава окружавшей температуры, качества подготовки поверхности металла под сварку, диффузионных процессов в сварочной ванне.

Влияние сварочного нагрева на структуру и механические свойства основного металла. Наиболее заметные изменения структуры и свойств наблюдаются в металлах, имеющих полиморфные превращения. Последние могут протекать с изменением или без изменения объема. Стали перлитного и мартенситного классов, например, относятся к сплавам, обладающим ярко выраженными свойствами полиморфизма с изменением объема структуры в пределах 3—5%. Титановые сплавы претерпевают полиморфные превращения, сопровождающиеся незначительным изменением объема (0,15%); не имеют подобных превращений тугоплавкие металлы и некоторые сплавы цветных металлов.

Вне зависимости от наличия и характера полиморфных превращений различают в сварном соединении три основные области: первая — металл нагрет до температуры выше линии солидуса; вторая — металл нагрет до температур, достаточных для протекания фазовых превращений или процессов рекристаллизации; третья — с температурой ниже температуры протекания этих процессов. Первая область включает в себя собственно шов и зону

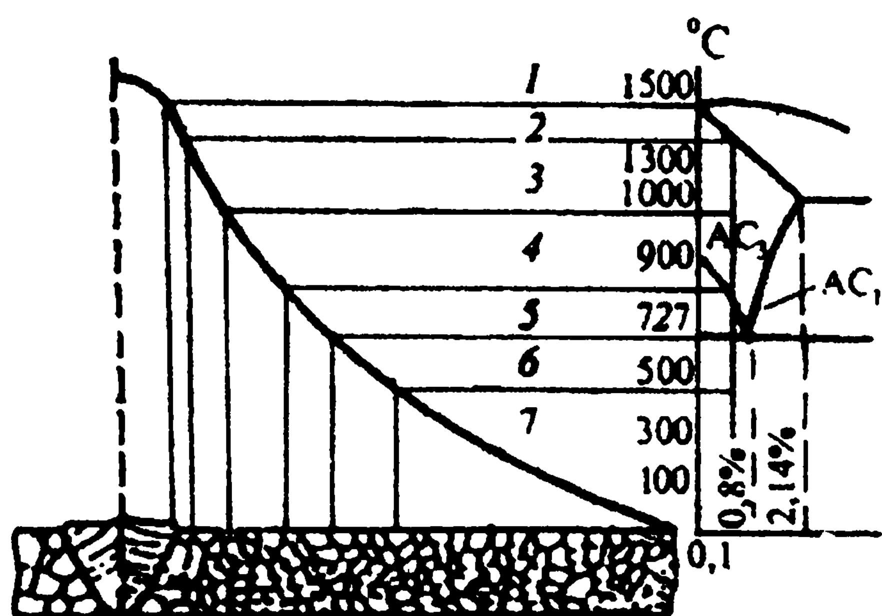


Рис. 26.1. Схема структур в околошовной зоне при сварке сталей:

1 — зона наплавленного металла; *2* — зона неполного расплавления; *3* — зона перегрева, *4* — зона нормализации; *5* — зона неполной перекристаллизации; *6* — зона рекристаллизации и высокого отпуска; *7* — зона низкотемпературного отпуска

сплавления; вторая представляет собой зону термического влияния; третья — зону механического или термомеханического влияния. К третьей области примыкает основной металл.

На рис. 26.1 приведена схема зон структурных изменений применительно к сварке углеродистой стали. Максимальные изменения структуры металла, его химического состава, а также вероятность возникновения различного рода дефектов наблюдаются в шве и зоне сплавления. Участок перегрева характеризуется существенным увеличением зерна, наличием полных структурных и фазовых превращений. На участке полной перекристаллизации температура нагрева выше температуры фазовых превращений, однако интенсивность превращений меньше, чем на участке перегрева, так же как и меньше время пребывания металла при этих температурах, поэтому существенного увеличения зерна здесь не происходит. В рассматриваемых зонах закаливающихся сплавов возможно образование типичных закалочных структур. Связанное с этим снижение пластичности металла может служить причиной появления таких дефектов, как трещины, способствовать уменьшению прочности изделия.

В зоне частичной перекристаллизации в результате распада закалочных структур отмечается существенное снижение прочности металла, что необходимо учитывать при сварке предварительно термообработанного или наклепанного металла. Аналогичные явления могут наблюдаться в зоне высокотемпературного отпуска. Зона низкотемпературного отпуска и механического влияния характеризуется менее существенными изменениями в металле. В случае сварки металла в отожженном состоянии в этой зоне изменение свойств металла не фиксируется.

Участок основного металла, не подвергшийся расплавлению, структура и свойства которого изменились в результате нагрева при сварке, называют зоной термического влияния. Величина ее зависит от свойств материала, его толщины, способа и режима сварки, характера источников сварочной теплоты. Чем больше, например, концентрация теплоты источника нагрева, выше его температура, скорость сварки, тем меньше зона влияния. Так, при дуговой сварке она меньше, чем при газовой. Минимальная площадь нагрева

достигается при сварке электронным или световым лучами, обеспечивающими высокую концентрацию тепловой энергии.

При снижении прочности материала в зоне высокого отпуска необходимо производить упрочняющую термообработку после сварки. Однако это не всегда возможно. Так, при изготовлении изделий больших габаритов из высокопрочных материалов производить закалку после сварки трудно. Необходимо, кроме того, учитывать большую трудоемкость этой операции, существенные затраты на нее энергии и времени, а также деформацию изделия от термообработки.

Другим способом повышения конструктивной прочности является физическое упрочнение (нагартовка) шва и зоны термического влияния. Различные варианты упрочняющей механической обработки, однако, применимы далеко не для всех конструкций. Высокая прочность изделий цилиндрической формы обеспечивается применением спиральных швов. При «косом» расположении шва напряжения в нем, как известно, будут ниже, чем при продольном расположении швов.

Местное ослабление механических свойств металла, вызванное сварочным нагревом, компенсируется в ряде случаев утолщением сварных кромок, получаемых методом обработки металлов давлением или химическим фрезерованием. Однако при этом приходится считаться с неизбежным увеличением массы конструкции и расхода металла.

На свойства сварного соединения влияет не только максимальная температура, но и время пребывания металла в области повышенной температуры, так называемый термический цикл.

Структура и механические свойства сварного соединения изменяются не только под влиянием нагрева. Изменения происходят и при механических или термомеханических методах сварки. Часто повышение твердости и снижение пластичности в околошовной зоне происходит вследствие физического упрочнения (наклепа). Подобные явления могут, например, иметь место при холодной и ультразвуковой сварке, когда процесс образования сварного соединения сопровождается значительными пластическими деформациями без существенного нагрева.

В связи с отличием механических свойств сварного соединения и основного металла возникает необходимость в их оценке. Для этого проводят обычные механические испытания, однако образцы часто изготавливают таким образом, чтобы можно было определить механические показатели отдельных зон основного металла, примыкающего к шву, наплавленного металла или сварного соединения.

Наиболее ценными будут данные испытаний сварного соединения. Коэффициент прочности сварного соединения $K = \frac{\sigma_{\text{в сварного соединения}}}{\sigma_{\text{в основного металла}}}$ тем меньше единицы, чем более чувствителен металл к термическому циклу сварки.

Практика показывает, что механические свойства, определенные на стандартных образцах, часто не соответствуют прочности реальной сварной конструкции, что объясняется существенным различием характера напряженно-деформационного состояния при испытании образцов и работе реальной конструкции. Поэтому иногда механические испытания после сварки проводят на образцах, моделирующих с определенным приближением работу сварного соединения в конструкции.

В конструкциях часто необходимо определять прочность сварных соединений при переменных нагрузках, стойкость к хрупкому разрушению, зависящую от остаточных сварочных напряжений и состояния околошовной зоны. Сопротивляемость хрупкому разрушению оценивается по величине работы динамического разрушения специальных образцов, в которых формируют предварительно усталостные трещины или делают разного типа надрезы, представляющие собой концентраторы напряжений.

Деформации, напряжения и перемещения относятся к сопутствующим сварочным процессам, оказывающим отрицательное воздействие на конструкцию в процессе ее изготовления и в последующем, снижая ее эксплуатационные характеристики, ухудшая качество. Так, напряжения в сварной конструкции уменьшают величину усталостной прочности, особенно если в сварном соединении имеется концентратор напряжений. В реальных конструкциях роль надреза, т. е. концентратора напряжений, может выполнять непровар, трещина и т. п. Форма шва также определяет характер распределения напряжений: наличие усиления сверху и снизу шва вызывает в месте перехода от шва к основному металлу концентрацию напряжений.

Если в сварном элементе возникли сжимающие напряжения, они уменьшают его устойчивость, суммируясь с напряжениями от внешних сжимающих нагрузок. Возможна местная потеря устойчивости в сварных конструкциях только от воздействия внутренних сварочных напряжений.

Растягивающие напряжения, вызванные сваркой, могут стать причиной ускорения межкристаллической коррозии и коррозионного растрескивания, а при сварке металла больших толщин при наличии трехосного напряженного состояния — хрупких разрушений.

Пластические деформации и напряжения в сварной конструкции ухудшают технологическую прочность сварного соединения. В результате в швах или околошовной зоне могут образовываться трещины. Практика эксплуатации сварных конструкций свидетельствует о том, что напряжения снижают их сопротивляемость хрупким разрушениям. Они же могут искажать размеры конструкций и понижать точность изготовления из-за переопределения напряжений при снятии части металла в результате, например, обработки резанием.

Изменения формы и размеров изделия, вызванные сваркой, затрудняют сам процесс сварки, последующую сборку, ухудшают эксплуатационные характеристики изделия, его внешний вид.

Деформации. Процесс возникновения деформаций при сварке достаточно сложен. Его можно представить как следствие неравномерного нагрева, усадки расплавленного металла при его охлаждении и последующей кристаллизации, объемно-структурных превращений. Деформации принято делить на температурные, наблюдаемые и собственные.

Температурные деформации ε_α определяются физической характеристикой материала — коэффициентом его температурного удлинения α и температурой нагрева T:

$$\varepsilon_\alpha = \alpha T.$$

Наблюдаемые деформации — это линейные $\varepsilon_н$ и угловые $\nu_н$ изменения размеров сварного изделия.

Собственные (внутренние) деформации, существующие и без наличия внешних сил, представляют собой упругие $\varepsilon_{упр}$ и $\nu_{упр}$ и пластические $\varepsilon_{пл}$ и $\nu_{пл}$ деформации. Легко представить, что наблюдаемые линейные деформации $\varepsilon_н = \varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл} + \varepsilon_\alpha$, а угловые $\nu_н = \nu_{упр} + \nu_{пл}$.

Если под влиянием какого-нибудь процесса, например при сборке, возникли деформации ε_0 и ν_0, предшествующие пластическим, то общая величина наблюдаемых деформаций, линейных и угловых, возрастает на их величину, т. е.

$$\varepsilon_н = \varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл} + \varepsilon_\alpha + \varepsilon_0,$$

$$\nu_н = \nu_{упр} + \nu_{пл} + \nu_0.$$

Напряжения. При анализе напряжений, вызванных сваркой, наибольший интерес представляют собственные напряжения. Собственные напряжения в зависимости от характера сил, явившихся причиной образования напряжений, классифицируются следующим образом:

1) вызванные механическим упругим или пластическим деформированием при сборке, монтаже и правке;

2) вызванные упругими и пластическими деформациями вследствие неравномерного нагрева деталей;

3) возникшие в результате структурных и фазовых превращений вследствие неравномерного изменения объема тел.

Собственные напряжения, уравновешенные в пределах макрообъема, относят к напряжениям 1-го рода, уравновешенные в пределах зерен — к напряжениям 2-го рода, в пределах кристаллической решетки — к напряжениям 3-го рода.

Напряжения, существующие только в период технологической операции или протекания физического процесса, например сварки, называют *временными*. Остаточные напряжения сохраняются в конструкции в течение длительного времени.

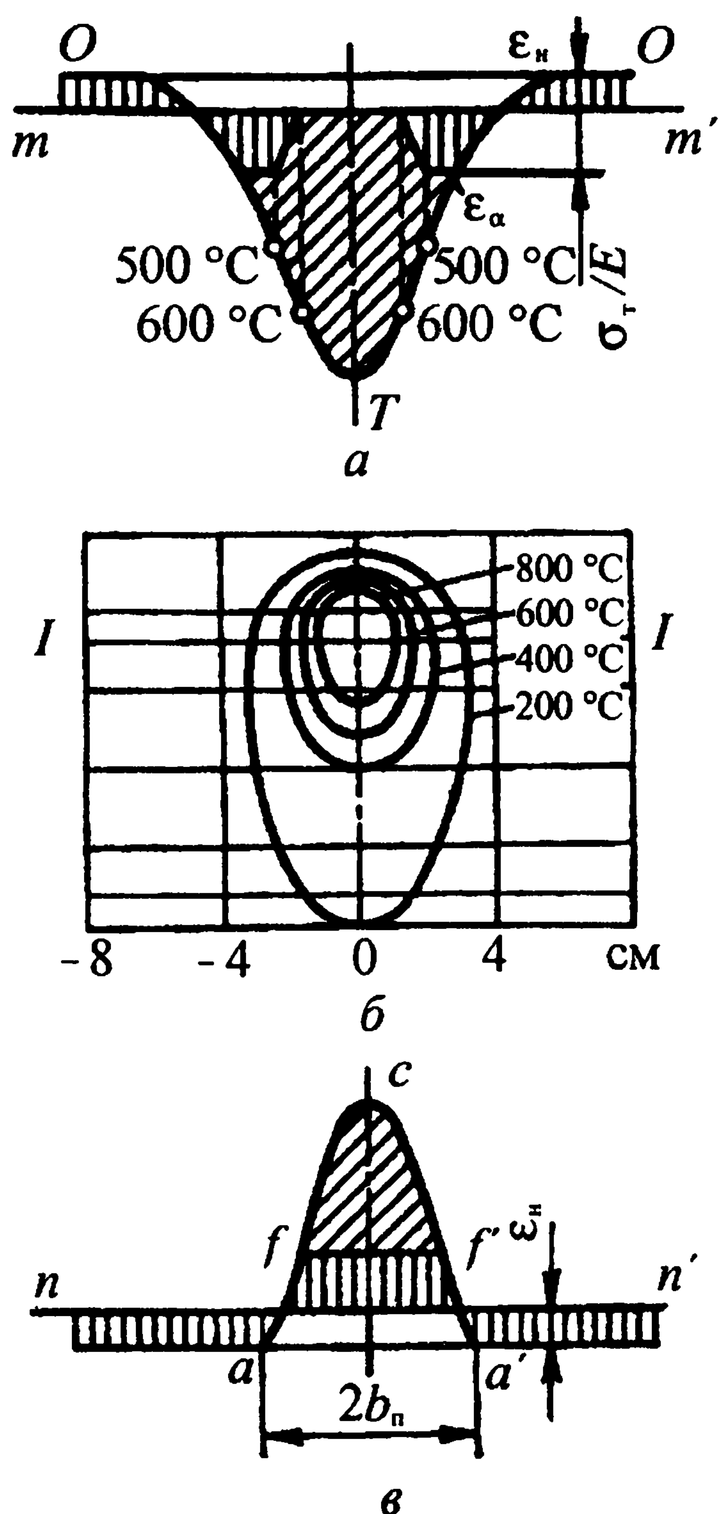


Рис. 26.2. Образование остаточных напряжений и деформаций при неравномерном нагреве:

а — распределение температур и деформаций в сечении *I–I*, *б* — температурное поле в пластине при сварке, *в* — эпюра остаточных напряжений в пластине

Перемещения элементов сварных конструкций представляют собой прогибы, углы поворота, укорочения и т. п. и являются следствием деформаций.

Существует несколько методик определения временных и остаточных сварочных напряжений. Как правило, при определении деформаций и напряжений вводится ряд допущений, которые заключаются в том, что теплофизические характеристики металла, его модуль упругости E принимаются не зависящими от температуры, а предел текучести $\sigma_т$ и предел прочности $\sigma_в$ — изменяющимися в соответствии с идеальной диаграммой упругопластического тела. Кроме того, принимается, что напряжения при сварке одноосны, поперечные сечения остаются в процессе деформирования плоскими, а температурное состояние в свариваемом элементе предельное.

Образование напряжений и деформаций вследствие неравномерного нагрева проиллюстрируем на примере сварки встык двух пластин (рис. 26.2).

Температурные деформации каждого волокна соответствуют температуре нагрева, что дает возможность построить кривую температурных деформаций $\varepsilon_\alpha = \alpha T$ (на рис. 26.2, *а*, деформации укорочения отложены вниз, удлинения — вверх). Но так как сечения пластин остаются плоскими, то концы волокон не расположатся согласно кривой ε_α, а займут одинаковое положение $\varepsilon_н$. Положение линии *mm′* выбирается из условий равенства суммы собственных напряжений сжатия и растяжения в пределах сечения *I—I*. Вертикальные отрезки между кривой ε_α и линией *mm′* будут представлять собой полную деформацию, равную $\varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл}$.

Упругая составляющая полных деформаций $\varepsilon_{упр} < \sigma_т/E$, поэтому если отложить от линии *mm′* значение $\sigma_т/E$, то все деформации больше этой величины следует отнести к пластическим (заштрихованы наклонно). Кроме того,

повышение температуры при сварке снижает предел текучести. Принято, что $\varepsilon_{упр} = 0$ при $T \geqslant 900$ К, поэтому зона пластических деформаций расширяется и ограничивается соответствующей изотермой (рис. 26.2, *б*), изменяя этим общий вид эпюры упругих деформаций (заштрихована вертикально на рис. 26.2, *а*).

Остаточные деформации и напряжения возникнут после того, как пластины остынут, т. е. при $T = 0$. Величину остаточных деформаций можно определять из уравнения

$$\varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл} = \varepsilon_{н} - \varepsilon_{\alpha} - \varepsilon_{0}.$$

Начальные деформации ε_0, очевидно, представляют собой те пластические деформации, которые возникли при нагреве и уже были отмечены наклонной штриховкой на эпюре деформаций (рис. 26.2, *а*). На эпюре остаточных деформаций (рис. 26.2, *в*) они показаны кривой $afcf'a'$. Далее для графического определения остаточных деформаций разделяют деформации на $\varepsilon_{упр}$ и $\varepsilon_{пл}$ аналогично тому, как это делалось при нагреве, и находят положение линии nn', при котором сумма растягивающих упругих и сжимающих напряжений будет равна нулю. Именно эти упругие деформация (показаны вертикальной штриховкой на рис. 26.2, *в*) являются остаточными. Остаточные напряжения $\sigma_{ост} = \varepsilon_{ост} E$.

В некоторых случаях необходимо знать величину остаточных пластических деформаций $\varepsilon_{пл.\ ост}$. Они представляют собой разницу между пластическими деформациями при нагреве и остывании:

$$\varepsilon_{пл\ ост} = \left|\varepsilon_{пл\ нагр}\right| - \left|\varepsilon_{пл.\ остыв}\right|.$$

Зная значение остаточной пластической деформации, можно определить силу, вызывающую укорочение пластин после сварки, так называемую усадочную силу:

$$P_{ус} = \int_{-b_n}^{+b_n} \varepsilon_{пл\ ост} \delta E \, \mathrm{d}y,$$

где b_n — ширина зоны пластических деформаций; δ — толщина пластины.

У материалов, которые имеют структурные превращения с изменением объема кристаллической решетки, например в некоторых сталях распад остаточного аустенита в мартенсит, характер эпюры внутренних напряжений может значительно измениться. При нормальных и пониженных температурах аустенит превращается в мартенсит, объем решетки которого больше объема решетки аустенита. В результате этого в сварных швах появляются остаточные напряжения сжатия, а в прилежащей зоне — растяжения. Они суммируются с напряжениями от неравномерного нагрева и усадки металла.

Структурные превращения происходят в течение длительного времени, поэтому сварные изделия из таких сплавов могут изменять форму и размеры

через несколько часов, дней и даже месяцев после сварки. Их нельзя подвергать окончательной механической обработке непосредственно после сварки без термообработки.

Другими причинами деформирования изделий с течением времени после сварки являются релаксации остаточных напряжений, вызванных сваркой, а также ползучесть металла.

Весь комплекс мер, направленных на уменьшение или полное исключение деформаций и напряжений, условно можно отнести к конструктивным и технологическим. К конструктивным мерам относятся те, которые принимаются уже на стадии проектирования конструктором. Технологические меры преимущественно осуществляются технологом в процессе изготовления конструкции и ее узлов.

К конструктивным мероприятиям, направленным на уменьшение деформаций и напряжений, относят:

1) выбор рационального метода сварки;

2) уменьшение катета сварного шва за счет совершенствования расчетных методов и применения материалов с повышенными механическими свойствами;

3) уменьшение в конструкциях числа сварных швов, в том числе за счет рациональных профилей;

4) сокращение числа или полное исключение различного рода концентраторов напряжений. В этом смысле стыковое соединение предпочтительнее нахлесточного, углового и т. п. Следует обращать внимание и на обеспечение благоприятной формы шва с более плавным переходом от основного металла к шву.

К технологическим мерам, уменьшающим деформации и напряжения, относятся.

1. Предварительный и сопутствующий подогрев при сварке.

2. Термообработка (отпуск) после сварки.

3. Усиленный отвод теплоты от шва, что рекомендуется при сварке тонкостенных полотнищ, обшивок и т. п. Достигается это применением медных прокладок, охлаждаемых изнутри водой.

4. Уменьшение деформаций и остаточных напряжений путем пластического обжатия металла шва и прилежащей к нему зоны. Глубина деформированного слоя может быть различной в зависимости от усилий на деформирующем инструменте и толщины металла.

При пластическом деформировании в шве возникают сжимающие напряжения, которые, суммируясь с растягивающими напряжениями от сварки, существенно снижают остаточные напряжения. Аналогичный результат можно получить обработкой шва взрывом, ультразвуком, вибрацией.

С целью уменьшения перемещений применяют конструктивные и технологические меры. К конструктивным следует отнести уже рассмотренные

ранее: рациональный выбор метода сварки, уменьшение катета шва; число швов; проектирование таких сварных элементов, в которых влияние отдельных сварных швов взаимно уравновешено; установка ребер жесткости для предупреждения потери устойчивости; применение двусторонней сварки вместо односторонней.

Достаточно широк арсенал технологических мер, направленных на предотвращение и уменьшение перемещений. Наиболее часто применяемые из них следующие.

1. Сварка в жестких приспособлениях, препятствующих свободному развитию деформаций.

2. Увеличение жесткости конструкции в результате предварительной сборки ее элементов с помощью прихваток — коротких швов (длиной 5—25 мм), располагающихся друг от друга, в зависимости от толщины свариваемых деталей, на расстоянии 50—300 мм. Однако постановка прихваток имеет ряд недостатков: прихватка может стать местом, где образуется непровар, пористость или трещина, особенно когда режим последующей сварки подобран без учета наличия прихваток.

3. Рациональная последовательность наложения швов, а также сборки и сварки узлов в единую конструкцию.

4. Использование предварительного растяжения элементов конструкции и обратного прогиба. Примером применения последнего является выштамповка кромок отверстий перед вваркой в них фланцев, заглушек и т. п.

Трещины при сварке. Склонность металлов к образованию трещин при сварке является одним из основных показателей их свариваемости. Она обусловливает технологическую прочность — способность материалов выдерживать без разрушения различного рода воздействия в процессе их технологической обработки. При сварке разрушения могут происходить в процессе кристаллизации (горячие трещины) и в процессе фазовых н структурных превращений в твердом состоянии (холодные и другие виды трещин). Сварка может сопровождаться образованием трещин различной протяженности в сварном шве или прилегающей к нему зоне.

Образование горячих трещин происходит под воздействием факторов, которые могут быть выделены в две группы.

Первая группа включает в себя металлургические факторы, зависящие от предрасположенности того или иного сплава к горячим трещинам, что определяется характером диаграммы состояния свариваемых сплавов, свойствами кристаллизующихся фаз.

Вторая группа факторов зависит от конструктивно-технологических условий сварки. Их воздействие проявляется в виде напряжений и деформаций, действующих в период кристаллизации.

Механизм образования горячих трещин заключается в следующем. Расплавленный металл шва после удаления источника нагрева начинает охлаж-

даться. При температуре ликвидуса в шве появляются кристаллы, разделенные между собой жидкими прослойками. Пока жидкость составляет основную часть объема, свойства возникающей двухфазной системы будут определяться свойствами жидкости. Однако с увеличением числа кристаллов последние могут образовывать своеобразный каркас. В таком состоянии циркуляция жидкости между кристаллами затруднена. Это приводит к снижению деформационной способности системы и ее хрупкому разрушению, обусловленному наличием возросших к этому моменту напряжений.

Таким образом, верхняя температурная граница образования горячих трещин лежит ниже температуры ликвидуса, а нижняя — в районе температуры солидуса (как выше, так и ниже его). Возникновение трещин ниже температуры солидуса объясняется наличием в сплавах примесей, образующих эвтектические сплавы, хрупких межкристаллических прослоек, а также перемещением физических несовершенств (дислокаций) и образованием новых границ зерен (полигонизация). Последнее является причиной возникновения полигонизационных трещин, например в сталях аустенитного класса. Темпе-ратурный интервал, при котором сплав имеет низкую деформационную способность и повышенную склонность к горячим трещинам, называют температурным интервалом хрупкости. Естественно, чем он шире, тем большей склонностью к образованию горячих трещин обладает сплав.

Важен темп нарастания напряжений в интервале хрупкости. Если межкристаллическая прочность $\sigma_{мк}$ растет быстрее, чем внутренние напряжения σ_1, то горячие трещины не возникают (рис. 26.3). Наоборот, при высоком темпе роста напряжений $\frac{d\sigma}{dT}$ (кривая σ_2) их величина в точке пересечения с кривой $\sigma_{мк}$ становится равной межкристаллической прочности и может превысить ее, что приводит к трещинам.

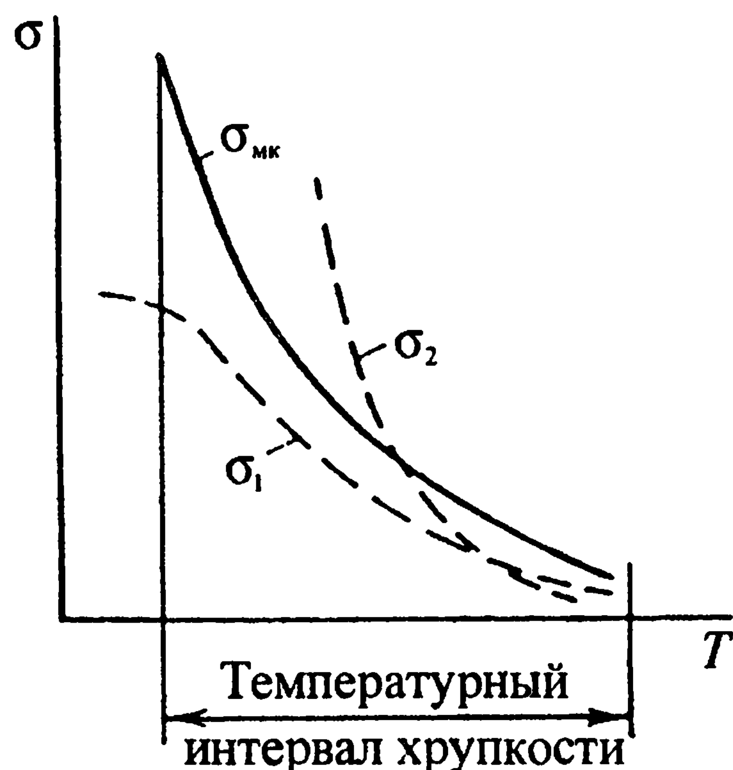


Рис. 26.3. Характер изменения прочности и внутренних напряжений в шве от температуры

Для повышения технологической прочности в процессе кристаллизации можно рекомендовать любые меры технологического (применение оптимальных сварочных материалов, режимов и условий сварки) и конструктивного характера, направленные на снижение величины деформаций и напряжений в процессе сварки или замедление их роста. Повлиять на скорость роста напряжений можно в результате местного или общего подогрева изделия до сварки.

Уменьшение объема расплавленного металла при использовании методов

сварки с высокой концентрацией энергии (электронно-лучевой, лазерной, плазменной), импульсных методов сварки, сварки с магнитным перемешиванием металла сварочной ванны, введением в нее дополнительной присадочной проволоки или металла в виде гранул уменьшает склонность к образованию кристаллизационных трещин. Это связано в данном случае с изменением типа кристаллизации: увеличение скорости сварки и снижение температуры металла сварочной ванны способствует переходу от ячеистого типа кристаллизации к плоскому или дендритному, обеспечивающим повышение сопротивляемости образованию горячих трещин в два раза и более.

Повысить стойкость сплава к образованию горячих трещин можно уменьшением содержания в нем вредных примесей. Так, установлено, что стали, полученные двойным переплавом (дуговым, электрошлаковым, электронно-лучевым, плазменным), свариваются лучше выплавленных обычным способом.

Холодные трещины при сварке в отличие от горячих возникают при более низкой или даже комнатной температуре. Процесс их образования имеет, как правило, замедленный характер, хотя подобные трещины могут возникнуть практически сразу же после сварки. Наличие своеобразного инкубационного периода при возникновении холодных трещин делает их особо опасными. Эти трещины могут образовываться и развиваться уже после различных контрольных операций, например рентгеновского просвечивания. Причины образования такого рода трещин заключаются в действии ряда факторов: фазовых превращений, связанных с изменением объема кристаллической решетки (в сталях — мартенситное превращение остаточного аустенита в шве и околошовной зоне); насыщения водородом; скопления неметаллических включений в элементах полосчатой микроструктуры стали; выделения карбонитридных фаз по границам зерен при охлаждении после сварки и т. п.

Исследование холодных трещин показало, что они состоят из очага разрушения и участка развития. Очаг разрушения предположительно возникает из-за упругого разрыва атомных связей при достижении местными напряжениями теоретической прочности металла и соответствующего структурного состояния металла, характеризующегося избытком дислокаций, вызванных закалкой при охлаждении металла или холодной пластической деформацией. Под влиянием напряжений дислокации мигрируют к границам, скапливаются там, давая начало очагу разрушения.

Развитие микротрещины в макротрещину происходит вследствие пластической деформации в ее вершине при большем напряжении, чем в момент зарождения очага разрушения. Поэтому в металле при определенных условиях микротрещины могут не развиваться и не оказывать отрицательного влияния на работоспособность сварного соединения.

Холодные трещины часто имеют вид отколов наплавленного металла от основного, но они могут возникать и в наплавленном, и основном металле.

Поверхность их блестящая, не окисленная, что является одним из внешних отличий от горячих трещин.

Предварительный подогрев, сопутствующий нагрев и последующий отпуск для сталей, повышение чистоты шва по водороду в результате тщательной очистки поверхности изделия под сварку, надежная защита металла при его выплавке от растворения в нем водорода, выбор оптимальных режимов, исключающих превращение аустенита в мартенсит, положительно влияют на уменьшение возможности образования трещин.

Рациональное проектирование, направленное на снижение уровня сварочных напряжений вследствие уменьшения жесткости узлов и конструкций в целом, недопущение неоправданных пересечений швов, концентраторов напряжений и т. п. позволяют избежать образования холодных трещин или облегчить борьбу с ними с помощью технологических приемов.

В связи с тем что свариваемость металлов в значительной степени определяется их склонностью к образованию трещин, в настоящее время разработан ряд методик, позволяющих на образцах оценить это свойство металлов. В основу испытаний положено создание тем или иным способом на образцах, имитирующих различные сварные соединения или узлы, высоконапряженного состояния. Таким образом, появляется возможность сравнить поведение в одинаковых условиях образцов из различных материалов, выявить влияние технологии сварки на образование трещин.

Пористость при сварке. Трещины не являются единственно возможными дефектами при сварке. В значительной степени свариваемость металла определяется его склонностью к образованию пористости, которая зависит от концентрации газа в сварочной ванне, растворимости его в твердом или жидком металле при температурах кристаллизации, скорости кристаллизации металла, коэффициента диффузии газа в твердом и жидком металлах.

Газовыделение связано с химическими реакциями в расплавленном металле. Кроме того, выделение газа из расплавленного металла может происходить, когда растворимость его уменьшается по мере понижения температуры металла.

Примером химических реакций может служить образование оксида углерода CO в результате реакции $[FeO] + [C] \rightleftharpoons Fe + CO\uparrow$. Из-за нерастворимости в железе CO в процессе реакции выделяется в виде пузырьков. Снижение растворимости газов по мере охлаждения сварочной ванны также является причиной образования пористости.

Для возникновения газового пузырька необходимо, чтобы давление газа в нем $p_г$ было больше следующей суммы давлений:

$$p_г \geqslant p_{вн} + \gamma_м h_м + \gamma_ш h_ш + 2\sigma/r,$$

где $p_{вн}$ — внешнее давление газовой фазы (обычно равно 98 ГПа); $\gamma_м$ и $\gamma_ш$ — плотность жидкого металла и шлака; $h_м$ и $h_ш$ — высота слоя металла и шлака

над зоной, где должен образовываться пузырек газа (при сварке в защитных газах, в вакууме $\gamma_ш$ и $h_ш$ отсутствуют); σ — поверхностное натяжение на границе металл — выделяющийся газ; r — радиус выделяющегося пузырька.

Влияние $\gamma_м h_м$ и $\gamma_ш h_ш$ по сравнению с отношением $2\sigma/r$ невелико, и их можно не учитывать.

На готовых поверхностях раздела фаз (фронт раздела между жидким и твердым металлом, поверхность раздела между шлаковым включением и жидкой фазой) $\sigma \to 0$, поэтому здесь вероятность зарождения пор больше. При сварке в камерах с инертной атмосферой выделение газовых пузырьков можно подавить в результате повышения давления газа $p_{вн}$ в камере.

Улучшение исходной чистоты металла и его защиты при сварке, тщательная зачистка поверхности деталей и проволоки перед сваркой, применение сварочных материалов с соответствующим составом раскислителей, правильный выбор метода сварки и марки материала позволяют исключить образование пористости в шве.

26.2. Характеристика свариваемости металлов и сплавов

Приведем наиболее характерные особенности свариваемости для целых групп однотипных с этой точки зрения сплавов.

Стали. Конструкционные стали по химическому составу подразделяют на углеродистые (обыкновенного качества и качественные) и легированные (низко-, средне- и высоколегированные).

Углеродистые стали. Кроме углерода в сталях содержатся примеси: марганец, кремний, сера, фосфор, кислород, азот, водород. Если два первых относятся к полезным, то все остальные ухудшают свариваемость и их количество в сталях стремятся уменьшить. Именно меньшим содержанием примесей и более узким допуском по содержанию углерода в пределах конкретной марки стали качественная углеродистая сталь отличается от обыкновенной.

Низкоуглеродистые стали (Ст3, стали 10, 15, 20 и др.) обладают хорошей свариваемостью. Исключением является сварка деталей больших толщин при пониженных температурах.

Увеличение содержания углерода в *среднеуглеродистых сталях* способствует не только появлению закалочных структур, но и усилению ликвации серы в шве и обогащению ею межкристаллических прослоек, что может привести к образованию горячих трещин. Поэтому среднеуглеродистые стали относятся к сталям с ограниченной свариваемостью.

Высокоуглеродистые стали имеют также ограниченную свариваемость. Они обладают еще большей чувствительностью к нагреву при сварке, чем среднеуглеродистые, и склонны как к закалке, так и к перегреву металла. При сварке изделий из высокоуглеродистых сталей необходимы подогрев и последующая термообработка. Из-за сложности сварки эти стали в сварных конструкциях применяют довольно редко.

При сварке углеродистых сталей уменьшения склонности к образованию горячих трещин добиваются снижением содержания углерода в наплавленном металле вследствие применения сварочной проволоки с меньшим содержанием углерода по сравнению с основным металлом. Одновременно шов легируют марганцем и кремнием, которые обеспечивают сохранение необходимых механических свойств металла шва. Кроме того, присутствие марганца связывает серу в соединение MnS, в котором сера находится в виде твердого раствора. Температура плавления такого раствора выше 1180 °С, поэтому в шве снижается количество легкоплавких примесей, способствующих образованию горячих трещин. Для сварки углеродистых сталей можно рекомендовать ручную дуговую сварку покрытыми электродами, сварку самозащитной порошковой проволокой, под флюсом, сварку в атмосфере защитных газов (аргона, аргона с добавлением кислорода или углекислого газа), электрошлаковую, газовую или контактную сварку.

Низколегированные стали (конструкционные и теплоустойчивые). К ним относятся стали, в которых содержание одного легирующего элемента не превышает 2%, а суммарное содержание всех легирующих элементов менее 2,5—5%.

Так как повышение содержания углерода в сталях ухудшает их свариваемость, то в низколегированных сталях, применяемых в сварных конструкциях, количество углерода ограничивают до 0,23 %. Этим достигается хорошая или удовлетворительная свариваемость сталей. Влияние легирующих элементов учитывается различным образом, в том числе определением эквивалентного содержания углерода $C_э$ на основании эмпирических зависимостей, например:

$$C_э = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}.$$

При $C_э > 0,45$ сварка сталей может сопровождаться образованием трещин и поэтому необходимо принимать меры, предупреждающие их возникновение, в том числе снижение содержания углерода в шве (не более 0,15%).

Низколегированные стали по сравнению с углеродистыми более чувствительны к сварочному нагреву. Они склонны к образованию закалочных структур, перегреву, разупрочнению. При сварке этих сталей, особенно больших толщин, рекомендуется предварительный подогрев и последующая термическая обработка, в том числе высокотемпературный отпуск.

Низколегированные стали обладают меньшей склонностью к образованию пор из-за выделения в металле при сварке оксида углерода, так как в металле содержится достаточное количество раскислителей.

Для сварки низколегированных, особенно теплоустойчивых, сталей рекомендуется сварка в защитных газах (сварка в углекислом газе, аргоне, аргоне с добавкой углекислого газа). Для повышения производительности сварки и улучшения свойств сварного соединения применяют порошковые проволоки. При единичном производстве, сварке коротких швов и т. п. широко применяется ручная сварка покрытыми электродами.

Сварка под флюсом низколегированных теплоустойчивых сталей осуществляется проволокой с повышенным содержанием легирующих элементов. Для сварки низколегированных сталей больших толщин применяется электрошлаковая сварка.

Технология контактной сварки низколегированных сталей примерно такая же, как и углеродистых. При образовании закалочных структур рекомендуется производить двух- или трехимпульсную точечную сварку. Принципиальных ограничений для сварки низколегированных сталей другими методами нет.

Среднелегированные стали. Содержание одного легирующего элемента в этих сталях не превышает 2—5%, а суммарное содержание всех элементов — 5—10%. Указанные стали относятся к перлитному (25ХГСА, 30ХГСА, 35ХГСА и др.) или мартенситному классу (30ХГ2Н2СВМА, 30Х2НМФА и др.). В целом свариваемость среднелегированных сталей оценивается как ограниченная. При сварке приходится учитывать их повышенную чувствительность к сварочному нагреву, склонность к образованию горячих и холодных трещин. Вероятность образования трещин возрастает по мере повышения требований к прочности шва, особенно в том случае, если ставится задача достижения равнопрочности его с основным металлом.

Основными методами сварки среднелегированных сталей являются сварка в углекислом газе, аргоне (в том числе при сварке плавящимся электродом с добавлением 5—10% кислорода или углекислого газа), сварка под флюсом, ручная сварка покрытыми электродами, электрошлаковая, электронно-лучевая, плазменная.

Аргонодуговая сварка неплавящимся электродом часто производится с поперечным колебанием дуги или в импульсном режиме, что улучшает структуру шва и околошовной зоны.

Высоколегированные стали. К ним относятся стали с суммарным содержанием легирующих элементов более 10%. Высоколегированные стали могут быть ферритного, аустенитного и мартенситного классов, а также переходных классов: аустенитно-ферритного, аустенитно-мартенситного и мартенситно-ферритного. По основному легирующему элементу принято делить указанные стали на высокохромистые, хромоникелевые, хромоникелемарганцевые и др.

Высокохромистые стали в зависимости от содержания углерода и хрома могут быть мартенситного класса (14Х17Н2 и др.), ферритно-мартенситного (12Х13, 14Х12В2МФ и др.), ферритного (12Х17, 15Х25Т, 08Х17Т и др.).

Свариваемость сталей мартенситного класса ограничена главным образом возможностью образования при сварке хрупких структур в шве и околошовной зоне, а также горячих и холодных трещин.

При сварке приходится учитывать более высокую теплопроводность этих сталей, что ускоряет теплоотвод от шва, способствует увеличению скорости охлаждения и, следовательно, может привести к образованию холодных трещин. Этому же способствует мартенситный распад при пониженных температурах, что исключает процесс самоотпуска, делает сварное соединение малопластичным.

Существенным недостатком хромистых сталей мартенситного класса является их разупрочнение под влиянием сварочного нагрева. Восстановить первоначальные свойства указанных сталей можно только трудоемкой двойной термообработкой — нормализацией с отпуском. Для сварки сталей мартенситного класса рекомендуется дуговая, электронно-лучевая, лазерная и контактная сварка.

Склонность к образованию хрупких структур требует особых условий при контактной сварке сталей мартенситного класса. Она производится на машинах, обеспечивающих трехимпульсную подачу тока: подогрев—сварка—отпуск.

Стали с повышенным содержанием хрома при сварке могут окисляться и образовывать тугоплавкий оксид хрома, который в ряде случаев препятствует хорошему формированию обратной стороны шва. Этого можно избежать, защищая шов от окисления сваркой на подкладках, плотно прилегающих к шву, с подачей снизу аргона или нанесением специальных флюсов на свариваемые кромки с обратной стороны шва.

Детали малой толщины из сталей *ферритного* или *ферритно-мартенситного класса* свариваются удовлетворительно, однако при сварке деталей больших толщин наблюдается значительное увеличение зерен и снижение механических свойств. В таких случаях для восстановления механических свойств металла следует применять предварительный подогрев и термическую обработку после сварки.

Стремление ограничить увеличение зерен при сварочном нагреве приводит к выбору таких методов сварки, которые обеспечивают минимальное тепловложение: дуговая, контактная, электронно-лучевая и т. п. Термическая обработка в основном направлена на повышение стойкости сварных соединений к межкристаллитной коррозии.

Хромоникелевые стали — это коррозионностойкие жаропрочные стали с высоким содержанием хрома и никеля (стали 08Х18Н10, 12Х18Н10Т, 08Х18Н12, 20Х13Н18 и др.). При их сварке могут образовываться горячие

трещины, поэтому для улучшения свариваемости сталей типа Х18Н9 в шов вводят легирующие добавки для измельчения зерен или создания в шве двухфазной аустенитно-ферритной структуры. Другой особенностью сварки сталей аустенитного класса является ухудшение их антикоррозионных свойств под влиянием нагрева. Это происходит в интервале 450—850 °С, когда резко возрастает скорость диффузии углерода в межкристаллитные прослойки и начинается обеднение границ зерен свободным хромом в результате образования карбидов хрома.

Быстрее всего металл теряет стойкость против межкристаллитной коррозии при нагреве в интервале 730—750 °С. При работе с такими сталями в агрессивной среде в околошовной зоне наблюдается межкристаллитная коррозия и растрескивание металла под напряжением. Для предупреждения межкристаллитной коррозии целесообразно добавлять в сталь в небольших количествах титан или ниобий. Эти элементы химически более активны по отношению к углероду и образуют с ним карбиды, высвобождая тем самым хром (стали 12Х18Н10Т, 08Х18Н12Б). Рекомендуется также снижать количество углерода в стали и сварочной проволоке. Так, высокой стойкостью против межкристаллитной коррозии обладает сталь 00Х18Н10, однако эта и подобные ей стали имеют высокую стоимость.

Повысить стойкость против межкристаллитной коррозии можно выдержкой после сварки изделия при 850—900 °С в течение 2—3 ч с последующим ускоренным охлаждением, что приводит к восстановлению содержания хрома в межкристаллитных прослойках, а также подбором соответствующих режимов сварки.

Свариваемость двухфазных хромоникелевых сталей переходных классов по сравнению с однофазными выше, особенно сопротивляемость образованию трещин и межкристаллитной коррозии. Мартенситно-стареющие коррозионностойкие стали (08Х15Н5Д2Т и др.) могут иметь в зоне сварного соединения ослабленные участки в отношении величины ударной вязкости и стойкости против коррозии. Антикоррозионные свойства сварных соединений восстанавливаются после полной термической обработки. Рекомендуется для этих же целей отпуск перед сваркой при 600—650 °С. Для предотвращения старения металла в зоне сварного соединения в процессе эксплуатации конструкции и последующего снижения его пластических свойств применяют термообработку после сварки (при 600—650 °С). Хромоникелевые стали сваривают практически всеми методами. Режимы стремятся подбирать так, чтобы сварка происходила при малых значениях погонной энергии. Успешно сваривают хромоникелевые стали контактной сваркой.

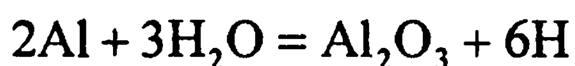
Алюминиевые и магниевые сплавы. Алюминиевые и магниевые сплавы делятся на деформируемые и литейные, упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой. К свариваемым алюминиевым сплавам относят сплавы АД, АД1, АМц, АМг3, АМг5В, АМг6, АВ, АД31, АД33, АД35,

Д20, ВАД1, В92Ц и др. Среди магниевых сплавов, получивших наибольшее распространение в конструкциях, следует отметить сплавы МА1, МА2, МА2-1, МА8, МА13, МА11 и др.

Особенностью сплавов алюминия и магния является наличие на их поверхности плотной пленки оксидов, которые имеют более высокую температуру плавления и большую удельную плотность, чем основной металл. Так, температура плавления Al_2O_3 равна 2050 °С, а MgO — 2825 °С. Это приводит к тому, что при сварке пленки оксидов препятствуют сплавлению кромок. Для осуществления нормального процесса сварки необходимо удалять оксиды с поверхности кромок до (механическая зачистка, специальное травление) и в процессе сварки.

Наиболее широко применяется сварка сплавов алюминия и магния в инертных газах (аргон, гелий) вольфрамовым или плавящимся электродом. Оксидная пленка в этом случае разрушается под воздействием дуги.

В жидком состоянии алюминий и магний активно растворяют водород. При охлаждении и затвердевании растворимость водорода резко снижается, вследствие чего могут возникнуть поры. Основным источником водорода является взаимодействие влаги, содержащейся в оксидной пленке, с металлом. Для алюминия, например, оно происходит следующим образом:



$$2Al + 3H_2O = Al_2O_3 + 6H$$

Основной мерой борьбы с водородом в алюминиевых и магниевых сплавах является удаление слоя оксидной пленки на поверхности металла и сварочной проволоки и запасов в ней влаги, снижение концентрации растворенного в металле водорода.

При сварке алюминиевых и магниевых сплавов возможно образование горячих трещин из-за вредного воздействия на пластичность и прочность металла эвтектики, влияние которой усугубляет процессы дендритной ликвации. Для предупреждения возникновения горячих трещин применяют присадочную проволоку с добавками элементов, улучшающих структуру шва (Zr, Ti, B), а также производят сварку с активным воздействием на кристаллизацию металла, перемешивая его, например, в сварочной ванне внешним магнитным полем.

В результате воздействия сварочного нагрева происходит увеличение зерен в околошовной зоне у металлов, не упрочняемых термической обработкой, — снятие эффекта нагартовки. Более существенное влияние на механические свойства оказывает нагрев при сварке термообрабатываемых сплавов. Отрицательной особенностью таких сплавов является образование горячих трещин в зоне оплавления зерен. Ширина зоны оплавления существенно зависит от метода сварки.

При проектировании сварных конструкций из алюминиевых и магниевых сплавов необходимо учитывать также сложность их сварки на весу с

полным проплавлением; большой коэффициент линейного расширения, что вызывает существенные деформации; высокую тепло- и электропроводность, приводящую к необходимости увеличения мощности источника энергии для их сварки. Алюминиевые и магниевые сплавы сваривают прежде всего аргонодуговой сваркой, в ряде случаев — электронно-лучевой сваркой, холодной сваркой, сваркой ультразвуком, взрывом и трением, особенно при соединении деталей из этих сплавов с другими металлами.

Титановые сплавы. При сварке титановых сплавов существует вероятность образования холодных трещин из-за наличия в металле водорода, образующего хрупкие нестабильные гидриды, и появления метастабильной ω-фазы, вызывающей изменение объема металла и образование внутренних напряжений. Длительное воздействие внутренних напряжений может привести к возникновению трещин. Для устранения возможности образования трещин проводят комплекс мер, повышающих чистоту металла по водороду: травление проволоки и деталей, вакуумный отжиг, механическую зачистку, обезжиривание. Для снятия внутренних напряжений сварные узлы после сварки подвергают отжигу при 650—750 °С. Хрупкий, газонасыщенный наружный слой деталей и узлов, проходивших обработку, связанную с нагревом на воздухе, снимают с помощью пескоструйной обработки и травления.

Наиболее распространенными методами сварки титановых сплавов являются аргонодуговая, электронно-лучевая, плазменная, автоматическая под слоем специальных бескислородных флюсов, электрошлаковая с применением этих же флюсов, контактная и термодиффузионная сварка в вакууме. Все эти методы обеспечивают хорошую защиту металла от взаимодействия с атмосферой. Повышенная активность титана по отношению к газам при температурах > 500 °С требует защиты не только расплавленного металла, но и той части шва, которая нагрета до высокой температуры. При аргонодуговой сварке это достигается при использовании хвостовика у сопла горелки, в который подается аргон, и специальных подкладок, позволяющих защитить аргоном обратную сторону шва. Более радикальным способом защиты является сварка в камерах с контролируемой атмосферой, когда деталь защищается равномерно со всех сторон. При электрошлаковой и автоматической сварке под флюсом нагретые участки сварных соединений, не закрытые шлаком, защищают аргоном.

Химически активные тугоплавкие металлы (вольфрам, молибден, цирконий, тантал, ниобий и др.). Особенности сварки тугоплавких активных металлов обусловлены следующим.

1. Высокой температурой их плавления. Если железо имеет температуру плавления 1539 °С, титан — 1725 °С, ниобий — 2468 °С, то молибден плавится при 2610 °С, тантал — при 2996 °С, а вольфрам — при 3410 °С.

2. Высокой химической активностью по отношению к кислороду и азоту, которая существенно возрастает с увеличением температуры. В то же

время даже небольшое содержание примесей способно отрицательно влиять на пластичность тугоплавких металлов, вызывает их хладноломкость и склонность к горячим трещинам.

3. Чувствительностью тугоплавких металлов к нагреву, который снижает механические свойства вследствие собирательной рекристаллизации.

Учитывая, что сварка тугоплавких химически активных металлов требует хорошей защиты от воздействия атмосферы и применения концентрированного источника нагрева, наиболее рациональными способами их сварки являются электронно-лучевая, термодиффузионная в вакууме, плазменная и дуговая в камерах с атмосферой аргона или гелия. В некоторых случаях, особенно для металлов малых толщин, применимы лазерная сварка, контактная и сварка трением.

Разнородные металлы. Сварка разнородных металлов друг с другом, а также металлов с неметаллами (полупроводниками, керамикой) представляет собой сложный процесс, однако она имеет большое значение для производства.

При сварке плавлением важной характеристикой свариваемых разнородных металлов является предел их взаимной растворимости. При определенных условиях могут образовываться хрупкие интерметаллические соединения, в результате чего возникают трещины и резко ухудшается пластичность сварного соединения. Поэтому, например, практически невозможна сварка плавлением непосредственно титана со сталью. В подобных случаях сварку плавлением стремятся осуществить: соединяя металлы с преимущественным расплавлением одного из них и ограничением доли участия второго металла в наплавленном металле (сварка в твердо-жидком состоянии); применяя промежуточные металлы, свариваемость которых с каждым из соединяемых разнородных металлов хорошая; используя биметаллические вставки из свариваемых между собой материалов (такая вставка может быть получена при совместной прокатке, штамповке, прессовании, сварке трением или взрывом, иногда с последующей прокаткой или штамповкой; биметаллическую вставку обычными способами сваривают с каждым из металлов, плохо свариваемых непосредственно друг с другом, но удовлетворительно свариваемых с металлом вставки).

Дополнительные трудности возникают при большой разнице в теплофизических свойствах свариваемых материалов (температура плавления, теплопроводность, коэффициент линейного расширения), что приводит к неравномерному оплавлению одной из кромок соединяемых деталей, возникновению значительных сварочных напряжений, а иногда к образованию трещин.

Эти трудности в меньшей степени сказываются при сварке разнородных металлов давлением (термодиффузионная сварка в вакууме, холодная сварка, сварка ультразвуком, трением и взрывом) или плавлением, если используются сварочные источники с высокой концентрацией тепловой энергии — электронно-лучевая сварка в вакууме, сварка лазером. При сварке разнород-

ных материалов, особенно обладающих низкой пластичностью, например керамики с металлом, часто применяют предварительный подогрев детали с последующим медленным ее охлаждением.

Контрольные вопросы

1. Что такое технологическая свариваемость, какие факторы определяют ее?
2. Перечислите основные критерии оценки свариваемости.
3. Какие изменения в составе и структуре свариваемого металла могут вызвать его нагрев, плавление или пластические деформации?
4. Назовите причины возникновения напряжений и деформаций при сварке.
5. Каковы причины возникновения трещин при сварке? Их разновидность.
6. Каковы условия образования пор в сварных швах?
7. Какие меры конструктивного и технологического характера следует рекомендовать для улучшения свариваемости металлов и сплавов и получения качественных сварных изделий?
8. Каковы особенности сварки химически активных и разнородных материалов?

Глава 27. Сварка пластмасс

27.1. Классификация способов сварки пластмасс

Классификация, как и в случае сварки металлов, проводится по физическим, техническим и технологическим признакам. По виду использования энергии сварку пластмасс можно разделить на способы, использующие тепловую, механическую, электромеханическую энергии или сочетание их. Если соединение образуется в результате расплавления или размягчения кромок и присадочного материала, то такой класс сварки относят к термическим. Совместное использование нагрева и давления является признаком термомеханического класса. К чисто механическому классу относят способы сварки, когда тепловая энергия внутри изделия получается в процессе превращения механической энергии (трение, ультразвук и т. п.). Электромагнитная энергия также преобразуется в тепловую.

К термическому классу следует отнести сварку нагретым газом, сварку экструдируемой присадкой (расплавом) и их разновидности. К термомеханическому классу относится контактная тепловая сварка, к механическому — сварка ультразвуком, трением и вибротрением.

27.2. Сварка нагретым газом

Сварку нагретым газом осуществляют с использованием присадки или без нее. При сварке *с присадкой* нагретым газом, подаваемым в специальную горелку, разогревают кромки и часть присадочного материала, который подают в сварочную зону. Присадочный материал в ряде случаев прижимают к кромкам специальным роликом. Наиболее часто в качестве нагретого газа используют воздух.

При сварке *без присадки* размягченные кромки сдавливают. Поэтому наиболее рациональным типом соединения в этом случае будет нахлесточное, например при сварке пленочных материалов. Сварка нагретым газом применяется для соединения деталей из поливинилхлорида, полиэтилена, полипропилена, полиамидов, полистирола, винипласта и т. п.

27.3. Сварка экструдируемой присадкой (расплавом)

Схемы сварки по бесконтактному и контактному экструзионному способу приведены соответственно на рис. 27.1, *а, б*.

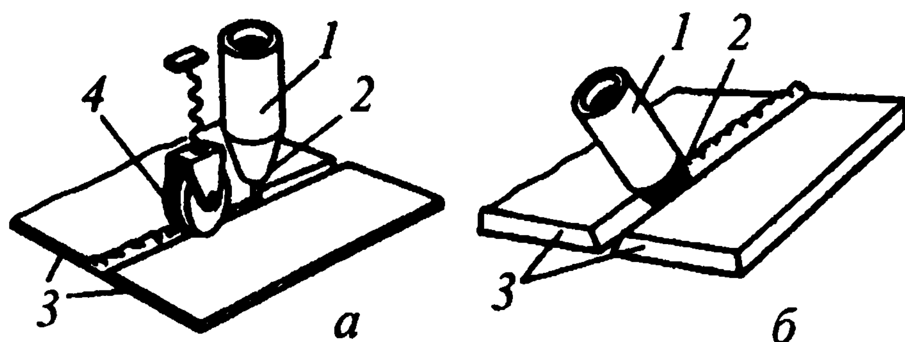


Рис. 27.1. Схема бесконтактной (*а*) и контактной (*б*) экструзионной сварки расплавом: *1* — экструдер; *2* — мундштук экструдера, *3* — свариваемые детали; *4* — прокатывающий ролик

В первом случае расплавленный материал из экструдера подается в свариваемый зазор, нагревает кромки до свариваемой температуры и, застывая, прочно соединяет их. С помощью ролика свариваемый шов прокатывают, что улучшает его прочность и форму.

Во втором случае мундштук экструдера касается кромок и за счет этого повышается эффективность использования тепловой энергии. Мундштук экструдера выполняет роль прижимного ролика, обеспечивая необходимый контакт присадочного материала с поверхностью кромок. При толщине кромок более 3 мм их разделывают, применяя V-образную или X-образную разделку.

27.4. Контактная тепловая сварка

Контактная тепловая сварка относится к термомеханическому классу: детали в месте соединения нагревают до температуры вязкотекучего состояния нагретым инструментом, затем сдавливают (рис. 27.2).

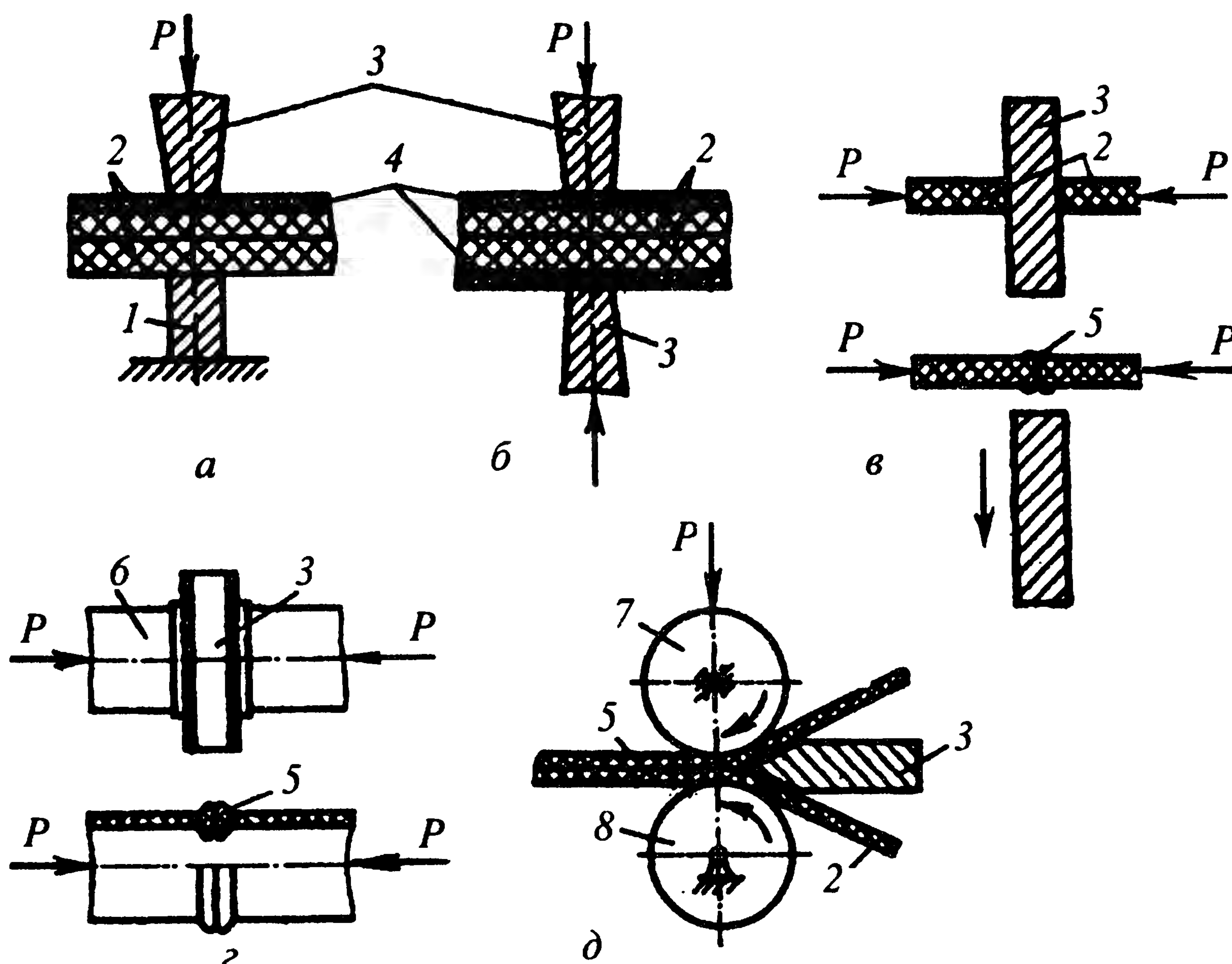


Рис. 27.2. Сварка нагретым инструментом:
а — с односторонним нагревом; *б* — с двусторонним нагревом, при котором нагреватель соприкасается с внешней поверхностью (проплавление); *в* — сварка листов; *г* — сварка труб, нагреватель соприкасается непосредственно со свариваемыми поверхностями (оплавление); *д* — сварка пленок нагретым клином с механизированной подачей свариваемых пленок; *1* — опора; *2* — свариваемые листы; *3* — нагретый инструмент; *4* — изоляционная прокладка; *5* — сварной шов; *6* — свариваемые трубы; *7* — ведущий ролик; *8* — ролик-опора

Термоконтактная сварка применяется для соединения полиэтилена, полистирола, фторопласта, поливинилхлорида и др. В качестве нагревательного инструмента используют стальные пластины, ленты, ролики, электропаяльники, диски и т. п.

Нагретый инструмент (рис. 27.2, *в, г*) перед осадкой удаляют.

27.5. Сварка ультразвуком, трением и вибротрением

В отличие от сварки металлов ультразвуком, при сварке пластмасс волновод устанавливается перпендикулярно свариваемым плоскостям, а не в плоскости их (рис. 27.3). При такой схеме механические колебания и давление действуют по одной линии. Ультразвуковые механические коле-

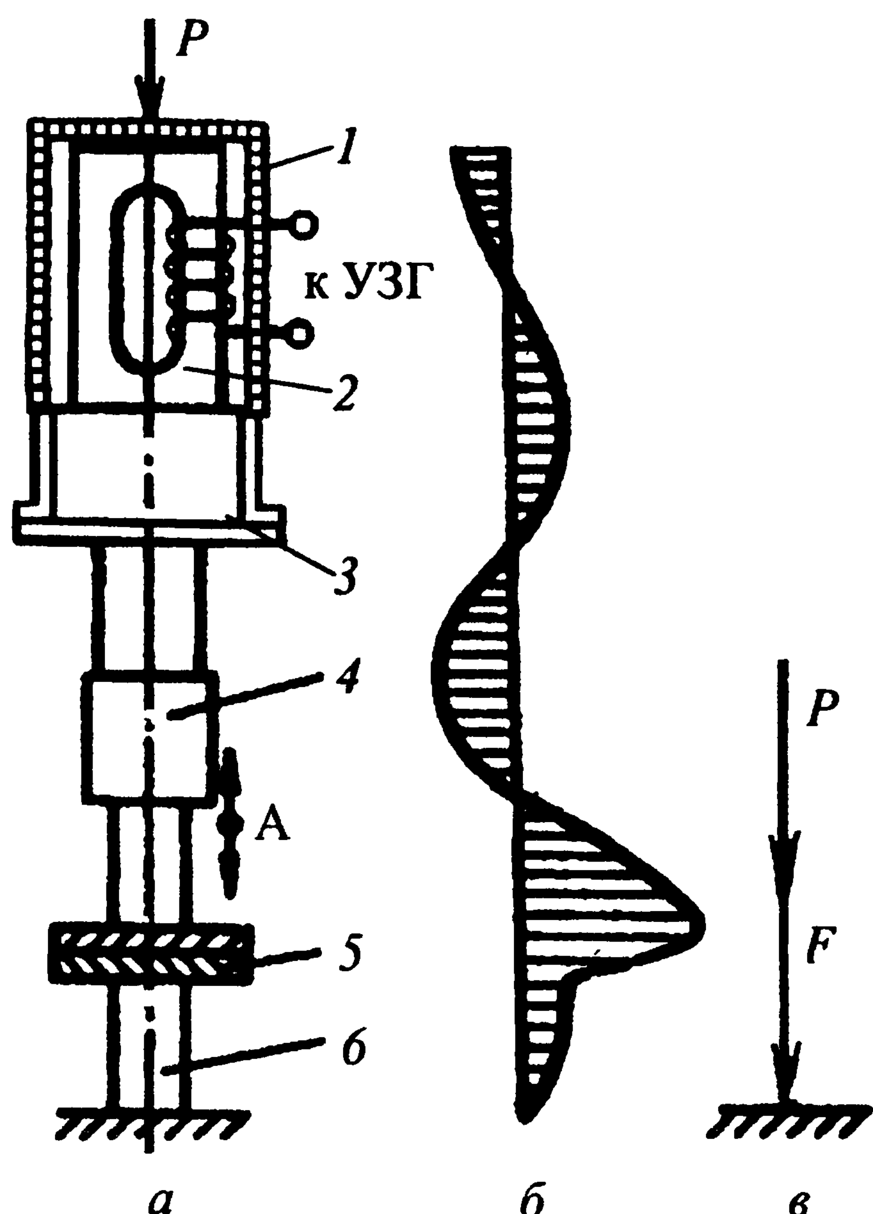


Рис. 27.3. Ультразвуковая сварка с нормальным видом колебаний:

а — схема сварочного узла; *б* — эпюра амплитуды смещения колебательной системы, *в* — расположение вектора статического давления $P_{ст}$ и динамического усилия *F*; *1* — корпус преобразователя; *2* — пакет преобразователя с обмоткой; *3* — трансформатор упругих колебаний, *4* — волновод; *5* — свариваемые детали, 6 — опора; *А* — амплитуда смещения волновода

бания генерируют в свариваемых деталях достаточное количество теплоты, чтобы размягчить материал в зоне сварки, а давление обеспечивает сварку деталей. Волноводную систему конструируют так, чтобы максимум амплитуды ультразвуковых колебаний приходился на зону свариваемых поверхностей (рис. 27.3, *б*).

Рассматриваемая схема ультразвуковой сварки относится к контактной, однако различают и так называемую передаточную сварку (рис. 27.4). Она характеризуется передачей энергии ультразвуковых колебаний на определенное расстояние от места ее ввода. Ее рекомендуют для сварки жестких пространственных конструкций из полистирола, капрона, поликарбоната, полиамида и др.

Сварка трением и вибротрением основана на превращении механической энергии в тепловую (см. рис. 25.4). Сварка вибротрением применяется для соединения несимметричных деталей.

27.6. Сварка токами высокой частоты и ИК-лучами

Рассматриваемые способы сварки основаны на превращении электрической или лучистой энергии в тепловую внутри соединяемых элементов.

При сварке токами высокой частоты детали сдавливают электродами. В зависимости от их формы сварка может быть прессовой или роликовой. В первом случае конфигурация электродов точно соответствует конфигурации сварного шва, а во втором вращающиеся ролики позволяют сваривать швы произвольной конфигурации. В обоих случаях к электродам подводится энергия от генератора ТВЧ.

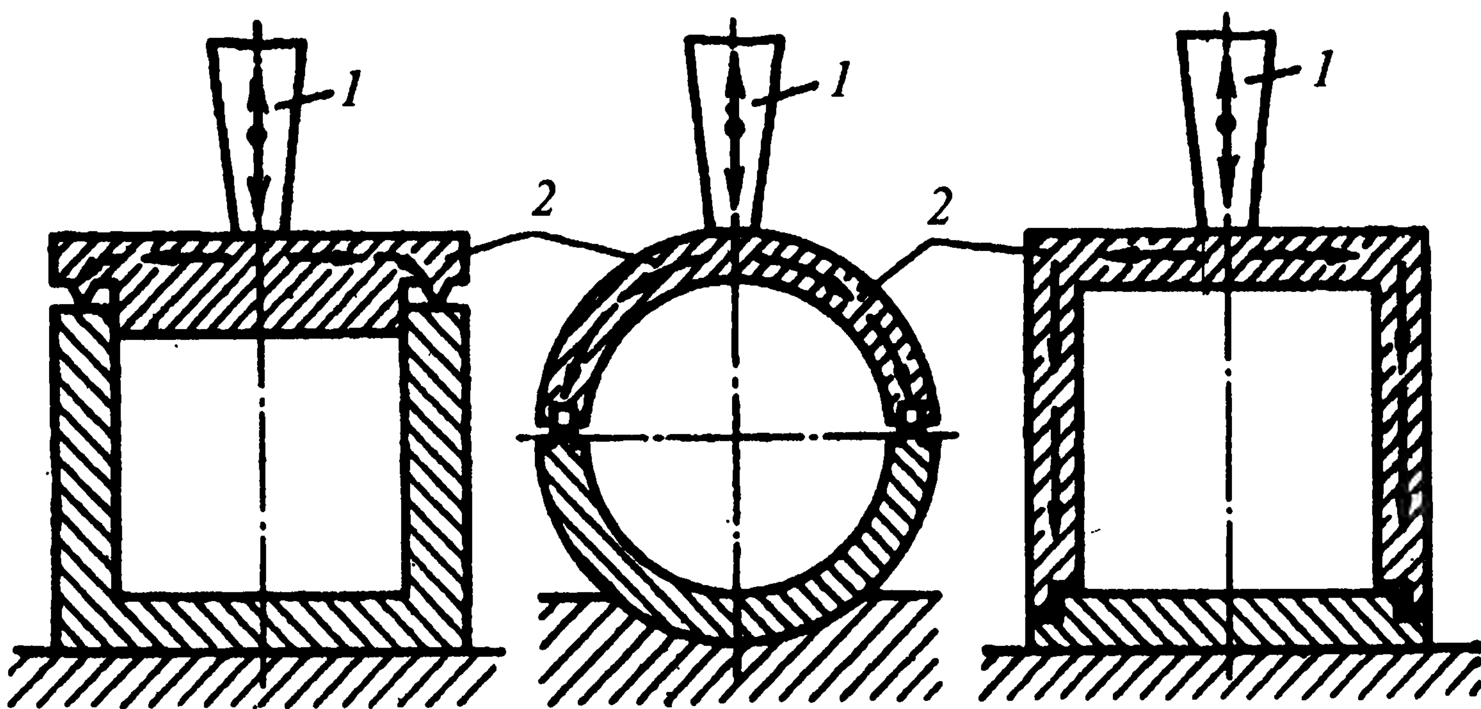


Рис. 27.4. Схема передаточной ультразвуковой сварки:
1 — волновод; *2* — свариваемые детали

ИК-спектр характерен длиной волн от красного (видимого) до коротковолнового миллиметрового диапазона. На основе резонансного поглощения молекулами свариваемого материала энергии ИК-лучей происходит превращение электромагнитной энергии в тепловую. Эффективность нагрева во многом определяется степенью прозрачности пластмассы для ИК-лучей.

Часть энергии, прошедшей через свариваемый материал, может вызывать нагрев подложки, которая, в свою очередь, отдает теплоту свариваемым деталям. Давление, необходимое для сварки, достигается или за счет натяжения пленок, или путем сварки на упругих подложках. В качестве свариваемых материалов для этого способа можно рекомендовать листы небольшой толщины (1,5—2 мм) из пенопласта и поливинилхлорида.

27.7. Сварка лазером и световым лучом

Возможность сфокусировать когерентный луч при помощи линз в узкий пучок способствует значительной концентрации энергии в фокусном пятне, что существенно увеличивает производительность процесса. Однако из-за значительного нагрева возникает опасность деструкции материала, поэтому пленки из ПВХ свариваются плохо. С помощью лазера успешно производят не только сварку пластмасс, но и их резку, обеспечивая высокую скорость раскроя.

Сварка световым лучом принципиально не отличается от сварки ИК-излучением.

Сварку листов производят с использованием присадочного материала, который дополнительно нагревают в специальном подогревателе.

Для трудносвариваемых полимеров применяют комбинированные способы сварки, когда, например, наряду с нагревом подводится ультразвуковая энергия, используются различные растворители, химически активные материалы и т. п.

Контрольные вопросы

1. Какие принципы заложены в основу классификации способов сварки пластмасс?
2. Какие виды энергии используются при сварке пластмасс? Механизм их преобразования в тепловую.
3. Чем объяснить различное направление ультразвуковых колебаний по отношению к поверхности свариваемых деталей при сварке пластмасс и металлов?

Глава 28. Специальные термические процессы в сварочном производстве

К сварочным процессам помимо процессов соединения относят также термическую резку, наплавку, напыление и ряд других методов обработки материалов.

28.1. Резка

Термическая резка базируется на использовании широкого круга источников теплоты. К ним относятся газовое пламя, плазменная дуга, электронный и лазерный луч. Она позволяет разрезать металлы и сплавы самых разных толщин (от десятков миллиметров до долей миллиметра), любого химического состава, обеспечивать достаточно высокую точность и чистоту реза. Причем возможно осуществлять непрерывный процесс резки, прошивать отверстия в заготовках, производить поверхностную резку (снятие слоя металла с заготовки).

Кислородная резка основана на нагреве металла в зоне реза кислородно-ацетиленовым пламенем (вместо ацетилена может использоваться и другое горючее, например пропан) до температуры его воспламенения. За счет экзотермической реакции окисления металла участок реза дополнительно

нагревается и расплавляется, а оксиды удаляются кинетической струей режущего кислорода. Горелка для резки имеет два канала: кольцевой для подачи смеси $C_2H_2 + O_2$ и формирования подогревавшего пламени и центральный для подачи в него чистого кислорода, струя которого и удаляет оксиды из полости реза. Чем больше толщина разрезаемого металла, тем меньшая роль в тепловом балансе принадлежит подогревающему пламени. Основная часть тепловой энергии поступает от реакции окисления металла.

Существует несколько обязательных условий протекания нормального процесса резки.

1. Источник теплоты должен обеспечить требуемую температуру для начала реакции сгорания металла, так же как и теплота, выделяемая при сгорании, должна быть достаточной, чтобы поддерживать непрерывный процесс резки.

2. Температура плавления металла не может быть ниже температуры его горения в кислороде.

3. Температура плавления оксидов, образующихся в процессе резки, не должна быть выше температуры плавления разрезаемого металла.

4. Оксиды и шлаки должны иметь хорошую текучесть, чтобы свободно удаляться из полости реза.

В случае несоблюдения данных условий резка существенно затрудняется, а в обычном варианте кислородной резки становится практически невозможной.

Кислородно-флюсовая резка. Высоколегированные хромистые, хромоникелевые стали, чугун, цветные металлы разрезать обычной кислородной резкой не удается — в основном из-за образования оксидов в зоне реза, которые зашлаковывают рез, препятствуя нормальному процессу резки. При кислородно-флюсовой резке в зону реза вместе с режущим кислородом вводят порошкообразные флюсы. Их назначение — увеличить тепловыделение, образовать более легкоплавкие шлаки, легко удаляемые струей режущего кислорода. Для резки сталей применяют в качестве такого флюса порошок железа.

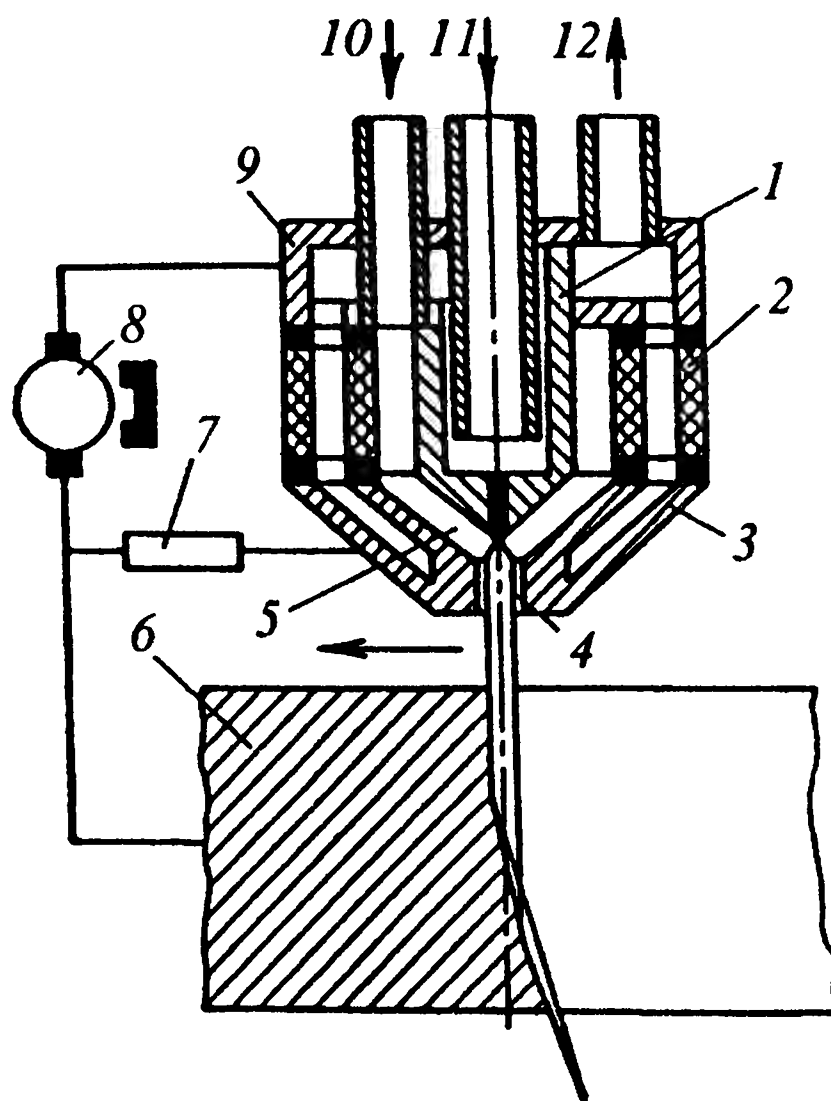


Рис. 28.1. Плазматрон для резки:
1 — электрод (катод); *2* — изолятор; *3* — формирующий наконечник; *4* — столб дуги; *5* — дуговая камера; *6* — разрезаемый металл; *7* — устройство зажигания дуги; *8* — источник тока; *9* — корпус; *10* — подача рабочего газа; *11* — подача охлаждающей воды; *12* — слив воды

Плазменная резка. Для резки металлов применяют плазматрон (рис. 28.1). Дуга может быть прямого действия, когда она возбуждается на обрабатываемом металле, и косвенного. В последнем случае вторым электродом служит сопло плазматрона. Из сопла выдувается свободная струя плазмы.

Процесс резки заключается в проплавлении металла и удалении жидкого металла из полости реза плазменной струей. В качестве плазмообразующих газов могут быть использованы сжатый воздух, кислород, азотно-кислородная смесь, азот, аргоноводородная смесь. Выбор плазмообразующего газа определяется физико-химическими свойствами разрезаемого металла, необходимым качеством реза, стойкостью плазматрона, стоимостью самих газов. Например, дорогую аргоноводородную смесь применяют в случае повышенного требования к качеству резания алюминия, меди и сплавов на их основе.

Электронно-лучевая и лазерная резка. Эти процессы основаны на испарении металла под воздействием мощного, концентрированного источника нагрева. Электронно-лучевая резка осуществляется в вакууме, в то время как резка лазером может происходить в обычной атмосфере. Резка этими методами отличается высокой чистотой и точностью реза, небольшой зоной термического влияния на кромках разрезаемого материала. Однако установки для электронно-лучевой и лазерной резки имеют повышенную сложность и стоимость.

28.2. Наплавка

Наплавка — это процесс нанесения слоя металла или сплава на поверхность изделия. Она позволяет получать детали с поверхностью, отличающейся от основного металла, например жаропрочностью и жаростойкостью, высокой износостойкостью при нормальных и повышенных температурах, коррозионностойкостью и т. п. Наплавка может производиться как при изготовлении новых деталей, так и (особенно широко) в ремонтно-восстановительных работах, существенно удлиняя срок эксплуатации деталей и узлов, обеспечивая этим высокий экономический эффект.

Существуют разнообразные способы наплавки. Основные из них следующие.

1. Ручная дуговая электродами со стержнями и покрытиями специальных составов.

2. Автоматическая наплавка под флюсом. Электроды могут быть сплошного сечения и порошковые. Состав флюса, металл электрода и состав наполнителя (для порошковой проволоки) определяют свойства наплавленного слоя.

3. Наплавка плавящимся и неплавящимся электродами в среде защитных газов, прежде всего аргона. Свойства наплавленного слоя здесь зависят от материала присадки (при наплавке неплавящимся, например вольфрамовым, электродом) или электрода (при наплавке плавящимся электродом).

4. Плазменная наплавка. Дуга может быть как прямого, так и косвенного действия. Наплавляемый материал подают в виде проволоки, порошка. Можно плазменной струей оплавлять слой легированного порошка, предварительно нанесенный на поверхность детали.

5. Электрошлаковая наплавка. Схема такого процесса наплавки аналогична схеме электрошлаковой сварки, однако формирование шва осуществляют по заданной поверхности плоской или цилиндрической детали.

6. Электронно-лучевая и лазерная наплавка, наплавка полым электродом в вакууме. Эти методы наплавки используют особые свойства источников теплоты — высокую концентрацию тепловой энергии, возможность локального нагрева в условиях качественной защиты металла (электронно-лучевая наплавка н наплавка полым катодом в вакууме).

7. Наплавка газокислородным пламенем. Как и при сварке, процесс наплавки этим методом характеризуется большой зоной влияния и деформациями.

Существенным показателем эффективности того или иного способа наплавки является степень перемешивания при наплавке основного металла и присадочного: чем она меньше, тем ближе будут свойства наплавленного слоя к заданному.

28.3. Напыление

При напылении расплавленные по всему объему или по поверхности частицы материала будущего покрытия направляются на поверхность нагретой заготовки. При соударении с поверхностью частица деформируется, обеспечивая хороший физический контакт с деталью. Характер взаимодействия частицы с материалом подложки (детали), последующая кристаллизация частиц определяют качество адгезии покрытия с подложкой. Последующие слои формируются уже за счет связей частиц друг с другом, имеют чешуйчатое строение и существенно неоднородны.

По мере повышения стоимости объемного легирования и стремления получить требуемые эксплуатационные свойства более экономичным способом (легированием поверхности) напыление становится все более предпочтительным.

Для напыления используют источники тепла: газовое пламя, плазму, ионный нагрев, нагрев в печах, лазер и др.

Наибольшее распространение получили процессы газоплазменного и плазменного напыления. Материал для напыления подается в пламя горелки

или плазменную дугу в виде проволоки или порошка, где происходит нагрев и распыление частиц, которые тепловым потоком источника нагрева разгоняются и попадают на поверхность напыляемой детали. Иной способ формирования покрытий при нагреве в печах. В этом случае нагретая деталь контактирует с материалом покрытия, находящимся в виде порошка или газовой фазы. Получаемое таким методом покрытие имеет высокую адгезию к поверхности детали за счет активных диффузионных процессов, происходящих в период достаточно длительной выдержки в печи при высокой температуре.

Все большее распространение получают ионно-плазменные методы нанесения износостойких и декоративных покрытий.

Контрольные вопросы

1. Какие термические методы резки металлов и сплавов применяются в современной промышленности?
2. Какими свойствами, обеспечивающими нормальный процесс резки, должны обладать металлы и сплавы?
3. Какие способы резки необходимо рекомендовать для резки углеродистых, легированных хромоникелевых сталей, алюминиевых сплавов?
4. Каково назначение наплавки и напыления в промышленности и чем они отличаются друг от друга?
5. Какие способы наплавки и напыления вы знаете?

Глава 29. Пайка металлов

29.1. Основные понятия и определения

Пайкой называют образование соединения с межатомными связями в результате нагрева соединяемых материалов ниже температуры их плавления, смачивания их припоем, затекания припоя в зазор и последующей его кристаллизации.

В качестве припоя при пайке используется металл или сплав с температурой плавления ниже температуры плавления паяемых материалов. Для удаления оксидов с поверхности паяемого материала и припоя и предотвращения их образования в процессе пайки применяется вспомогательный материал, называемый паяльным флюсом.

Свойство материалов образовывать паяное соединение при заданном режиме пайки называется паяемостью.

Растекание расплавленного припоя по паяемой поверхности и его взаимодействие с основным металлом условно протекают в три стадии.

1. Фронтальное перемещение припоя по поверхности металла характеризуется слабым взаимодействием припоя и основного материала; при повышении температуры или по мере увеличения выдержки эта стадия переходит в следующую.

2. Локальное перемещение припоя и растворение паяемого металла в жидком припое характеризуются образованием легкоплавких структур (эвтектик, твердых растворов с минимумом на кривой ликвидуса).

3. Фронтальное растворение металла в припое характеризуется интенсивным общим взаимодействием припоя с паяемым металлом.

Формирование конкретных структур в той или иной стадии определяется продолжительностью и температурой пайки, а также природой взаимодействующих металлов.

Наиболее прочные и пластичные паяные швы обеспечиваются при образовании твердых растворов, которые возникают при пайке металлов, обладающих общим типом кристаллических решеток и имеющих близкие значения межатомных расстояний.

Менее прочным является шов с эвтектической структурой. Такая структура образуется, если пайка осуществляется припоями эвтектического состава (ПОС61, ПСр72) или когда основной металл и металлы, входящие в состав припоя, недостаточно сходны по типу кристаллических решеток.

Отрицательно на прочность паяных швов влияет наличие хрупких интерметаллических соединений.

Процесс пайки металлов имеет много общего с процессом сварки плавлением. Однако пайка отличается от сварки следующими характерными особенностями.

1. Пайка производится при температуре ниже температуры плавления обоих или хотя бы одного из соединяемых металлов.

2. В процессе пайки между соединяемыми деталями в определенный момент находится жидкая металлическая прослойка припоя.

3. В отличие от сварки плавлением паяное соединение образуется не в результате непосредственного взаимодействия металлов соединяемых деталей, а вследствие взаимодействия припоя и основного металла.

4. Обязательным условием пайки являются смачивание паяемых поверхностей припоем, диффузия компонентов припоя в сторону основного металла и компонентов основного металла в сторону припоя и последующая кристаллизация жидкой прослойки.

Пайкой можно изготавливать сложные по конфигурации узлы и целые конструкции, состоящие из нескольких деталей, за один производственный цикл (нагрев), что позволяет рассматривать пайку (в отличие от сварки) как групповой метод соединения материалов и превращает ее в высокопроизво-

дительный технологический процесс, легко поддающийся механизации и автоматизации.

Пайка уменьшает, а иногда полностью исключает остаточные напряжения и деформации. К числу очень важных преимуществ пайки следует отнести возможность соединения разнородных металлов, а также металлов с неметаллами. С помощью пайки можно получать неразъемные и разъемные соединения. Последнее очень важно в производстве радиоэлектронной аппаратуры, когда возникает необходимость демонтажа при настройке или замене дефектных приборов, установленных на печатной плате.

Возможность варьировать размеры соединяемых пайкой поверхностей (величины нахлестки) позволяет обеспечить равнопрочные с основным металлом соединения. При этом получается более благоприятная форма соединения с меньшей концентрацией напряжений, чем при контактной сварке.

Перечисленные выше преимущества пайки позволяют рассматривать ее как прогрессивный технологический процесс, находящий все более широкое применение в производстве.

Физико-химическое взаимодействие расплавленного припоя с паяемым материалом, проявляющееся в растекании припоя или образовании мениска с краевым углом смачивания, называют *смачиваемостью.*

В момент полного термодинамического равновесия при условии отсутствия диффузии или химической реакции в системе твердое тело — жидкий припой — газ существует граница раздела всех трех фаз — твердой, жидкой, газообразной (рис. 29.1). Двугранный угол θ между плоскостью, касательной к поверхности припоя у границы смачивания, и смоченной припоем плоской поверхностью паяемого металла называют *краевым углом смачивания.* Различают равновесный краевой угол, определенный в равновесной системе паяемый материал — припой, и неравновесный.

Условие равновесия системы (рис. 29.1) может быть представлено в виде равновесия векторов сил поверхностного натяжения в точке A:

$$\sigma_{1,3} = \sigma_{2,3} + \sigma_{1,2}\cos\theta,$$

где векторы, исходящие из точки A, — силы, характеризующие величины поверхностной энергии, приводящие к равновесию; $\sigma_{2,3}$ — поверхностное натяжение между жидким припоем и твердым телом; $\sigma_{1,3}$ — поверхностное натяжение между твердым телом (основным металлом) и газом. Обе эти силы действуют вдоль твердого тела, но в противоположных на-

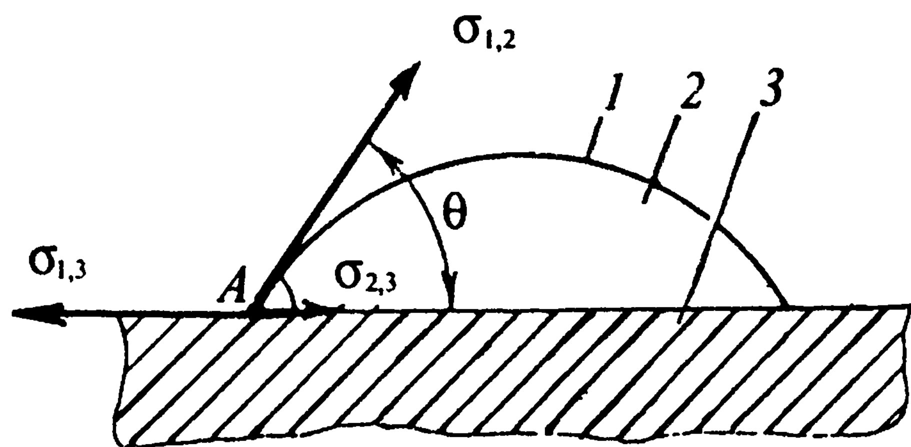


Рис. 29.1. Схема равновесия векторов сил поверхностного натяжения капли жидкости на поверхности твердого тела:
1 — газовая фаза, *2* — жидкость; *3* — твердое тело

правлениях: $\sigma_{1,3}$ — сила, приводящая к растеканию жидкости по поверхности металла, т. е. сила растекания и смачивания; $\sigma_{1,2}$ — поверхностное натяжение между жидким металлом и газом, действующее по касательной к поверхности жидкого металла. Эта сила, которая называется поверхностным натяжением и возникает в любой жидкости, стремится до минимума уменьшить поверхность капли припоя.

При отсутствии других сил поверхностное натяжение придало бы капле сферическую форму, так как из всех сил равного объема шар обладает минимальной поверхностью. Гравитационные напряжения и напряжения между жидкостью и окружающей средой обычно противодействуют этому поверхностному натяжению так, что жидкость принимает какую либо отличную от сферы форму.

Растекание и смачивание будут иметь место, если $\sigma_{1,3} > \sigma_{2,3} + \sigma_{1,2}\cos\theta$:

$$\cos\theta = \frac{\sigma_{1,3} - \sigma_{2,3}}{\sigma_{1,2}},$$

где $\cos\theta$ характеризует смачивающую способность жидкости. Величина угла θ служит показателем смачивания металла жидким припоем. Двумя предельными состояниями этого является полное отсутствие смачивания, когда $\theta = 180°$, и полное смачивание, когда $\theta = 0°$. При $0° < \theta < 180°$ имеет место частичное смачивание.

При пайке существенная роль принадлежит капиллярным силам. Капиллярные явления в паяльном зазоре обусловлены в основном тем, что криволинейная поверхность жидкости испытывает различное давление с вогнутой и выпуклой сторон. Если p_1 и p_2 — соответственно давления с вогнутой и выпуклой сторон поверхности жидкого припоя, то по первому закону капиллярности (Лапласа) имеем

$$p_1 - p_2 = \sigma_{1,2}\left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2}\right),$$

где $\sigma_{1,2}$ — поверхностное натяжение жидкости на границе с газовой средой; R_1 и R_2 — радиусы кривизны поверхности. При малом диаметре капилляра свободная поверхность жидкости будет иметь форму сферы, тогда $R = \frac{d}{2}\Big/\cos\theta$, где θ — краевой угол смачивания. Разность давлений $p_1 - p_2$ между вогнутой и выпуклой сторонами поверхности мениска может быть выражена через высоту столба жидкости над заданным уровнем и его плотность: $p_1 - p_2 = h\gamma g$, где γ — плотность жидкости. Тогда уравнение Лапласа примет вид

$$h\gamma g = \sigma_{1,2}\left(\frac{\cos\theta}{d/2} + \frac{\cos\theta}{d/2}\right) = \frac{4\sigma_{1,2}\cos\theta}{d},$$

откуда высота подъема припоя в капилляре

$$h = \frac{4\sigma_{1,2}\cos\theta}{d\gamma g}.$$

В случае капиллярного течения припоя между двумя параллельными пластинками высоту подъема можно определить из тех же соотношений. Если учесть, что расстояние a между пластинами мало, а ширина пластин достаточно велика, то поверхность припоя в зазоре примет форму цилиндра, для которого $R_1 = a/\cos\theta$, а $R_2 = \infty$. После преобразования получим уравнение для круглого капилляра

$$h\gamma g = \frac{2\sigma_{1,2}\cos\theta}{a},$$

откуда высота подъема припоя между пластинками

$$h = \frac{2\sigma_{1,2}\cos\theta}{a\gamma g}.$$

На заполнение жидким припоем зазора определенное воздействие оказывает состояние поверхности паяемых деталей. Припой лучше смачивает поверхность, если на ней имеется небольшая шероховатость, риски. Иногда риски, неглубокие канавки, наносят специально. Они служат дополнительными капиллярами. Однако шероховатость поверхности влияет на растекание припоев, химически слабо воздействующих с паяемым материалом. При наличии же значительного физико-химического взаимодействия между ними жидкий припой легко растворяет шероховатые выступы. Поэтому влияние шероховатости при пайке такими припоями на их растекание менее заметно.

29.2. Способы пайки

Современные способы пайки принято классифицировать по следующим независимым признакам: удалению оксидной пленки, кристаллизации паяного шва, получению припоя, заполнению зазора припоем, источнику нагрева, наличию давления на паяемые детали, одновременности выполнения паяных соединений.

Классификация способов пайки по указанным признакам приведена на рис. 29.2.

Способы пайки по удалению оксидной пленки

Ф л ю с о в а я   п а й к а. Для обеспечения удаления оксидов с поверхности паяемых металлов и припоя, а также для предупреждения образования

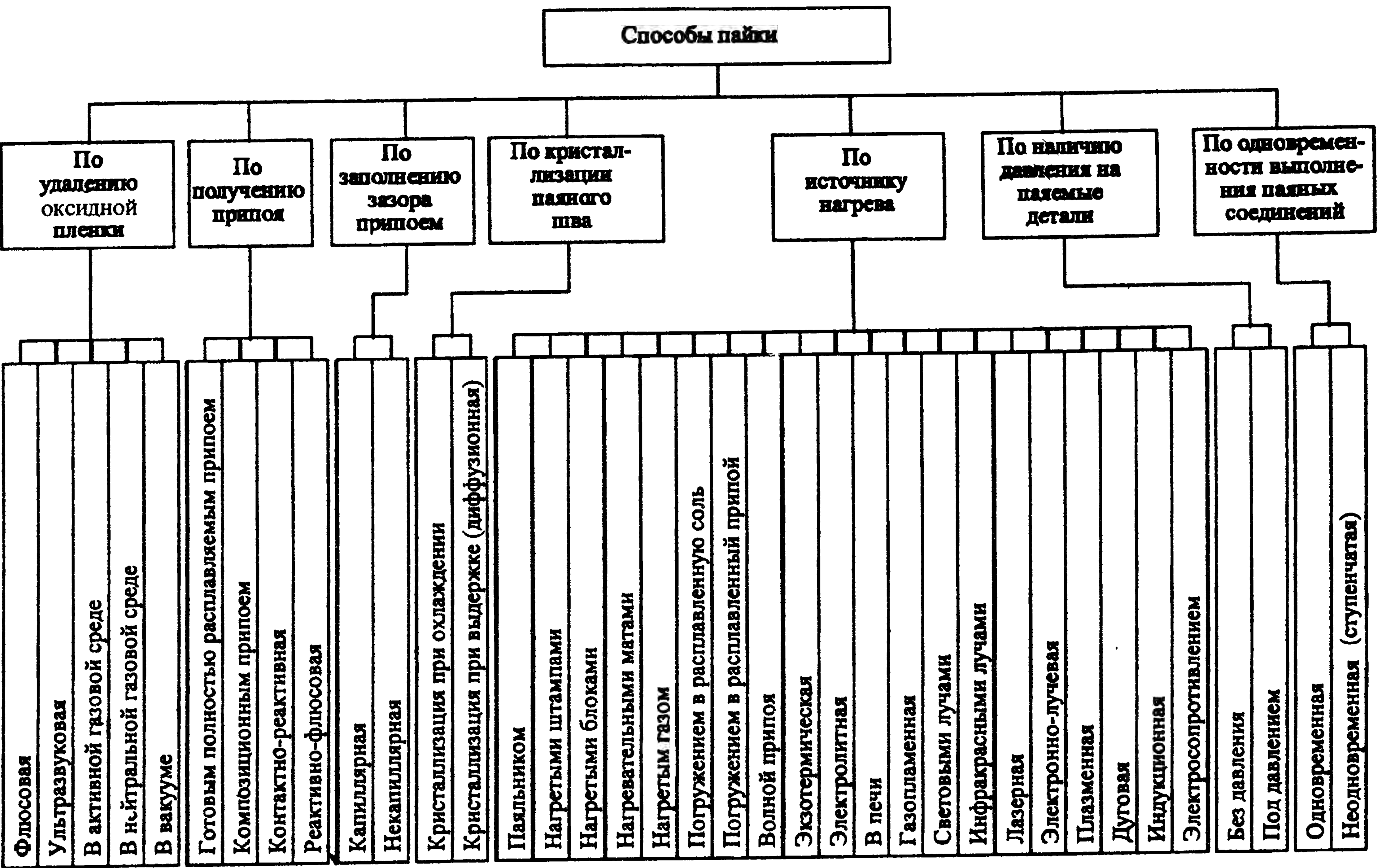


Рис. 29.2. Классификация способов пайки

новых оксидов при нагреве в процессе пайки применяются паяльные флюсы. Пайка с применением флюса называется *флюсовой*. Флюсы могут быть твердыми (порошкообразные смеси различных солей), жидкими (водные растворы хлористых солей или спиртовые растворы органических соединений), а также газообразными. Интенсивность воздействия флюсов на оксидную пленку ограничена их температурным интервалом активности. Нижний предел этого интервала — минимальная температура, при которой флюс вступает во взаимодействие с оксидами. С повышением температуры активность флюса возрастает. По достижении максимальной температуры активность флюса значительно снижается из-за выгорания, испарения или улетучивания отдельных его компонентов.

Механизм воздействия флюса на оксиды металлов сложен, многообразен и включает в себя: растворение оксидной пленки основного металла и припоя во флюсе; химические взаимодействия флюса с оксидной пленкой, в результате чего образуются легкоплавкие шлаки; химическое взаимодействие флюса с основным металлом, в результате чего происходит постепенное разрушение оксидной пленки, отрыв ее от основного металла и перевод в шлак; восстановление оксидной пленки.

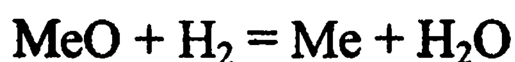
В реальных условиях пайки эти процессы зачастую взаимосвязаны или протекают параллельно.

Пайка в активной газовой среде. В качестве восстановительной газовой среды применяется водород или его заменители: оксид углерода, азотно-водородная смесь, получаемая посредством диссоциации аммиака при нагреве выше 535 °С:



$$2NH_3 = N_2 + 3H_2$$

Восстановление оксидов идет по реакции



$$MeO + H_2 = Me + H_2O$$

Необходимо отметить, что вследствие взрывоопасности водород применяют редко и, как правило, в печах малого размера.

Пайка в нейтральной газовой среде. В качестве нейтральных газовых сред используют аргон, гелий, азот. Инертные газы предохраняют паяемый металл и припой от окисления в процессе пайки. Если же в пространство печи или контейнера, в которых ведется пайка, аргон постоянно подавать под некоторым давлением, т. е. пайку вести в проточной нейтральной среде, то часть кислорода вместе с воздухом вытесняется и парциальное давление его в контейнере или печи становится меньше. Тем самым создаются условия для непрерывного самопроизвольного распада оксидов — диссоциации.

Чтобы активизировать нейтральные газовые среды, в них часто добавляют газообразные флюсы: фтористый водород (HF), трехфтористый бор (BF_3) и другие, которые, взаимодействуя с оксидной пленкой, способствуют ее удалению.

Пайка в вакууме. Бесфлюсовая пайка с применением разреженного газа при давлении ниже 10^5 Па называется пайкой в вакууме. При создании в печи или контейнере вакуума с определенной степенью разрежения парциальное давление кислорода становится ниже упругости диссоциации оксидов. Эти условия необходимы для диссоциации оксидов и предупреждения повторного окисления поверхностей паяемых деталей при нагреве в процессе пайки. В вакууме обычно паяют медь, никель, вольфрам, титановые сплавы, высоколегированные и жаропрочные стали. Сплавы, содержащие в своем составе значительное количество алюминия или хрома, при пайке в низком и среднем вакууме требуют дополнительного флюсования, так как оксиды алюминия и хрома очень устойчивы, имеют малое давление пара и начинают испаряться при высоких температурах, близких к температурам их плавления.

Ультразвуковая пайка. Для удаления оксидов с поверхности некоторых металлов (например, алюминия) при низкотемпературной пайке применяют способ их ультразвукового разрушения. Он основан на свойстве упругих механических колебаний ультразвуковой частоты при прохождении через жидкости вызывать кавитацию. Ультразвуковые колебания создаются в расплавленном припое, нанесенном на паяемый металл специальным паяльником.

Способы пайки по кристаллизации паяного шва

Кристаллизация при охлаждении. Как правило, температура нагрева при пайке на 50—100° выше температуры плавления припоя. При этой температуре вследствие взаимодействия основного металла и припоя образуется сплав в жидком состоянии, из которого формируется структура паяного шва. При окончании нагрева паяемые детали охлаждаются и начинается кристаллизация паяного шва.

На структуру и свойства паяного шва влияют не только физико-химические свойства образовавшегося в шве сплава, температура пайки, процесс диффузии, но и в значительной степени скорость охлаждения. Медленное охлаждение способствует образованию более равновесной структуры и, следовательно, прочного и пластичного паяного соединения.

Кристаллизация при выдержке (диффузионная пайка). Диффузионной называется такая пайка, при которой образование паяного соединения совмещено с изотермической обработкой. Изотермическая обработка обусловливает прохождение диффузии с целью направленного изменения свойств паяного соединения, в том числе посредством кристаллизации металла шва при температуре пайки, которая выше температуры солидуса припоя.

Скорость диффузии, как известно, зависит от коэффициента диффузии и концентрации диффундирующих элементов на границе раздела.

Диффузионная пайка обеспечивает более гомогенный (однородный) состав паяного шва, позволяет повышать его прочность и пластичность из-за предотвращения образования интерметаллидных прослоек или растворения их в основном металле.

Способы пайки по получению припоя

Пайка готовым полностью расплавляемым припоем. Пайка, при которой используется заранее изготовленный припой, называется пайкой готовым припоем.

При печной и других видах групповой пайки готовый припой наносится в процессе сборки дозированными заготовками, представляющими собой кольца, изготовленные из проволоки, шайбы, штампованные из фольги или ленты, и т. д. При газопламенной пайке припой подается в зону шва с плавящегося конца прутка. При пайке паяльником припой наносится на паяемую поверхность с помощью облуженной части жала паяльника.

Пайка композиционным припоем. При этом способе пайки используется припой, содержащий в своем объеме наполнитель. Под наполнителем следует понимать материал, который применяется для образования в паяльном зазоре системы капилляров или для обеспечения специальных свойств паяного соединения. Применяются следующие типы припоев:

а) полученный спеканием порошка или волокон тугоплавкого материала с последующей пропиткой жидкой легкоплавкой фазой;

б) состоящий из порошка или волокон тугоплавких составляющих, смоченных легкоплавкой жидкой фазой;

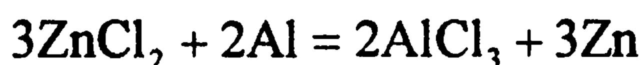
в) состоящий из смеси порошков тугоплавких составляющих;

г) представляющий собой сетку, изготовленную из волокон металла-наполнителя и легкоплавкой составляющей припоя.

Контактно-реактивная пайка. Пайка, при которой припой образуется в результате контактно-реактивного плавления, называется контактно-реактивной. Она основана на способности некоторых металлов образовывать в месте контакта сплавы (эвтектики или твердые растворы), температура плавления которых ниже температуры плавления любого из соединяемых металлов. В ряде случаев, когда соединяемые металлы не образуют между собой подобного типа сплавы, используют промежуточную прослойку или наносят покрытие на соединяемые поверхности напылением, гальваническим или каким-либо другим способом.

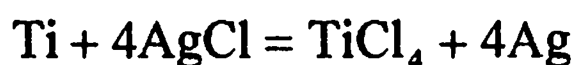
При контактно-реактивной пайке детали необходимо сдавливать. Применение небольшого давления на первой стадии процесса создает лучший физический контакт между деталями, а также способствует выдавливанию избытка жидкой фазы. Вместе с избытками жидкости удаляются частицы оксидов, присутствие которых в паяном шве может отрицательно влиять на прочность соединения.

Реактивно-флюсовая пайка. Пайка, при которой припой образуется в результате разложения компонентов флюса, называется реактивно-флюсовой. Типичным примером такой пайки является пайка алюминия флюсом из хлорида цинка, основанная на способности алюминия вытеснять цинк из расплавленной соли при 400 °С:



$$3ZnCl_2 + 2Al = 2AlCl_3 + 3Zn$$

Образовавшийся цинк и является припоем, соединяющим детали из алюминия. В ряде случаев металл (продукт взаимодействия основного металла с флюсом) не является припоем. Он покрывает поверхность в месте пайки и улучшает смачиваемость дополнительным припоем, который вводится в зазор. Так, с помощью флюса AgCl можно осуществить реактивно-флюсовое лужение (покрытие) титана серебром. Процесс идет по реакции



$$Ti + 4AgCl = TiCl_4 + 4Ag$$

При 350—400 °С хлорид титана в виде газа улетучивается с поверхности титана, разрушая при этом оксидную пленку TiO_2, а восстановленное серебро покрывает чистую поверхность титана, которую затем можно подвергать пайке другими способами.

Способы пайки по заполнению зазора

Капиллярная пайка. Пайка, при которой расплавленный припой заполняет паяльный зазор и удерживается в нем преимущественно поверхностным натяжением, называется капиллярной. Капиллярные явления присущи почти всем способам пайки. Но проявляются они в основном тогда, когда между паяемыми деталями имеется перекрытие — нахлестка — и при сборке обеспечивается паяльный зазор. В каждом конкретном случае в зависимости от применяемого источника нагрева, паяемого металла, припоев и т. д. величина зазора определяется опытным путем, но для пайки наиболее распространенных металлов и используемых при этом припоев рекомендованы оптимальные величины паяльных зазоров.

Некапиллярная пайка. Пайка, при которой расплавленный припой заполняет зазор преимущественно под действием своей массы или прилагаемой к ней извне силы.

К некапиллярной пайке относится пайкосварка, при которой соединяемым кромкам заготовок придается форма, подобная разделке кромок при сварке плавлением.

Соединение деталей осуществляется приемами, характерными для сварки; только в качестве присадочного металла используется припой, т. е. металл или сплав, температура плавления которого ниже температуры плавления основного металла.

К некапиллярной пайке можно отнести и сваркопайку. Сваркопайкой называется пайка разнородных материалов, при которой более легкоплавкий материал локально нагревается до температуры, превышающей температуру его плавления, и выполняет роль припоя.

Способы пайки по источнику нагрева

Пайка в печи. Ее применение в производстве объясняется следующими факторами.

1. Высокой производительностью, которая обеспечивается возможностью пайки сложных изделий одновременно в нескольких местах или пайки большого числа однотипных изделий, загруженных в печь с помощью конвейера или других средств механизации.

2. Высокой стабильностью качества паяного соединения из-за возможности точного контроля температурных режимов пайки на любой стадии технологического процесса, а также создания контролируемой атмосферы при пайке (вакуум, восстановительная, инертная атмосфера).

3. Минимальными деформациями и остаточными напряжениями в паяных узлах в связи с равномерным нагревом и охлаждением их в процессе пайки.

Для пайки применяют печи с подогревом электросопротивлением, индукционные, газопламенные. Печи могут быть с воздушной атмосферой, контролируемой атмосферой (заполненные водородом, смесью водорода с азотом или оксидом углерода, диссоциированным аммиаком) или вакуумные.

В ряде случаев более целесообразно создавать контролируемую атмосферу не во всем объеме печи, а в специальных контейнерах.

Индукционная пайка дает возможность осуществлять локальный нагрев, обеспечивая большую скорость нагрева места пайки и, следовательно, высокую производительность (это ее основное отличие от других типов пайки). Процесс индукционной пайки легко поддается автоматизации, а установки для нее без особых трудностей встраиваются в автоматизированные линии. Индукционный нагрев может производиться в любой атмосфере, в том числе в вакууме.

От лампового или машинного генератора ток высокой частоты подводится к охлаждаемому индуктору. В паяемой детали под воздействием переменного магнитного поля, образованного током, проходящим по индуктору, возникают мощные вихревые токи, разогревающие ее до необходимой температуры. Нагрев определяется мощностью генератора, расстоянием от индуктора по детали, а его глубина — частотой тока.

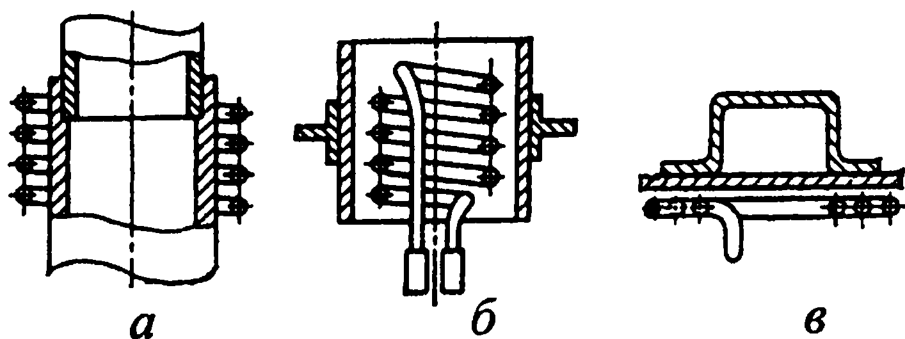


Рис. 29.3. Типы индукторов:
а — наружный; *б* — внутренний; *в* — плоский

Некоторые типы индукторов приведены на рис. 29.3. Наряду с перечисленными ранее преимуществами индукционный нагрев имеет ряд недостатков. Это прежде всего наличие деформаций и напряжений вследствие неравномерного нагрева при пайке, определенные трудности контроля за температурным режимом из-за высокой скорости нагрева, ограниченные возможности пайки крупногабаритных изделий, а также деталей сложной конфигурации.

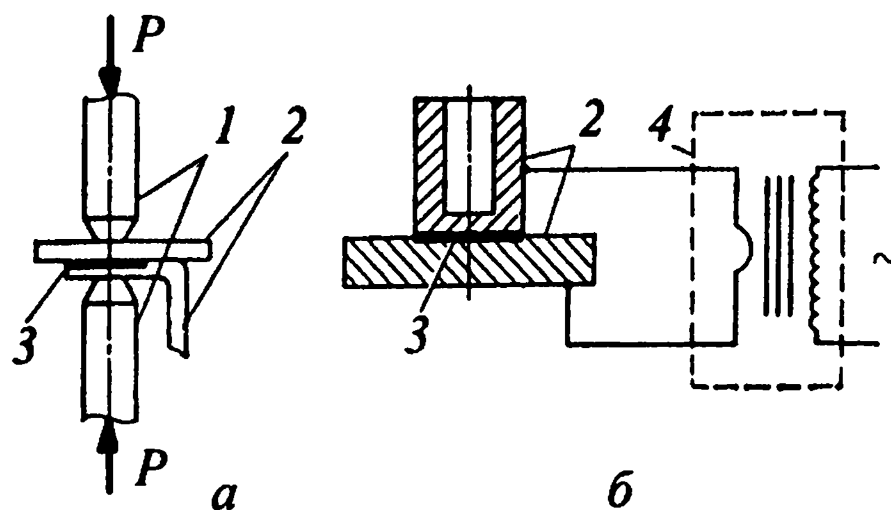


Рис. 29.4. Схема нагрева пайки методом электросопротивления:
а — на контактных машинах; *б* — с использованием сварочных трансформаторов; *1* — электроды; *2* — детали; *3* — припой; *4* — трансформатор

Пайка электросопротивлением (рис. 29.4). Как видно из рисунка, при этом методе пайки можно использовать машины для контактной сварки (рис. 29.4, *а*) и сварочные трансформаторы (рис. 29.4, *б*). В обоих случаях нагрев осуществляется в результате выделения теплоты в месте контакта между деталями, где величина сопротивления максимальна.

Припой, размещенный между деталями в виде фольги или нанесенный предварительно на паяемые поверхности, плавится при нагреве, образуя паяное соединение.

К пайке электросопротивлением относится пайка с нагревом только одного электрода, теплота от которого передается за счет теплопроводности через деталь к месту расположения припоя. Этот метод нагрева применяется для пайки деталей малых толщин, в основном при изготовлении изделий электронной техники.

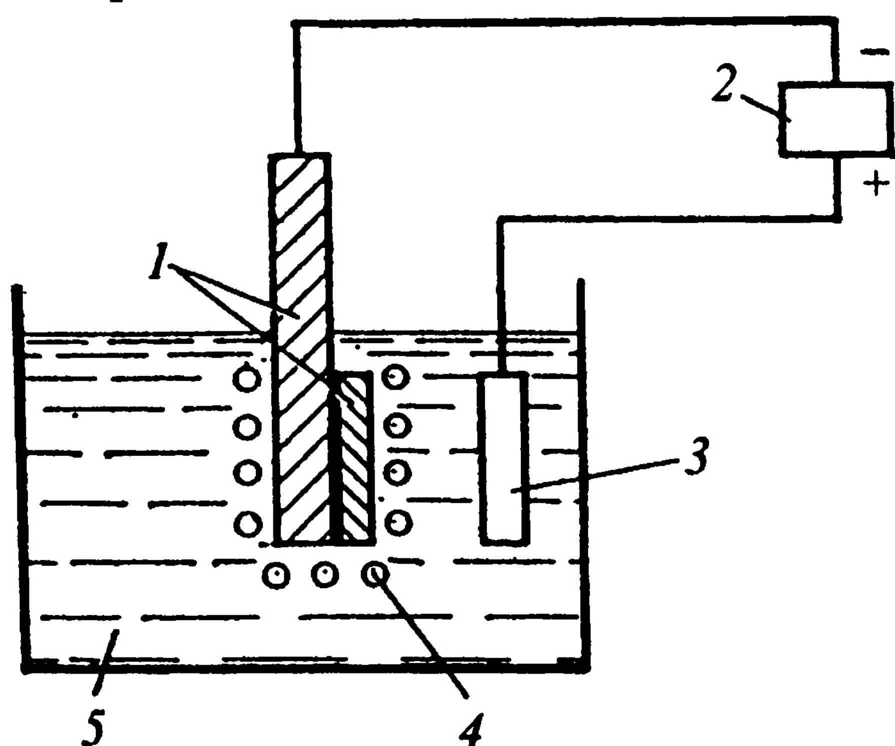


Рис. 29.5. Схема пайки в электролите:
1 — паяемые детали; *2* — источник тока; *3* — электрод; *4* — пузырьки водорода; *5* — электролит

Электролитная пайка. Электролитная пайка (рис. 29.5) осуществляется при контакте паяемых деталей с водным электролитом, через который пропускается постоянный электрический ток. В качестве электролита используются 10—15%-ные водные растворы Na_2CO_3.

Электрический ток, проходя через электролит, разлагает его. Выделившийся на стенках паяемых деталей водород увеличивает сопротивление прилегающего к ним слоя, что вызывает нагрев

деталей и плавление припоя. Этот метод применяется только при пайке деталей небольших размеров.

Пайка погружением. Существуют две основные разновидности пайки погружением в зависимости от среды, которая используется в качестве источника нагрева: *пайка погружением в расплавленную соль* и *пайка погружением в расплавленный припой*. В обоих случаях температура жидкой ванны на 30—50 °C выше температуры плавления припоя.

Как правило, состав соляной ванны подбирается таким образом, чтобы соли являлись флюсом для паяемого металла. Поэтому, выполняя роль теплоносителя и флюса, расплав солей при погружении в него деталей очищает их от оксидов и обеспечивает защиту от окисления в процессе пайки.

Пайка волной. Сущность этого процесса состоит в том, что подаваемый в специальное сопло механическим или магнитным способом и постоянно перемешиваемый припой образует над поверхностью ванны непрерывную волну. Детали, например радиоэлементы, установленные на печатной плате, вместе с ней перемещают над волной припоя. Касаясь припоя, выводы деталей запаиваются. Пайка волной припоя широко распространена в производстве печатного радиомонтажа.

Недостатком метода пайки погружением в расплавленный припой и волной является расходование большого количества припоя. Кроме того, при погружении деталей в припой неизбежно облуживание всей поверхности деталей. Для уменьшения расхода припоя на поверхности деталей, не подлежащих пайке, наносят различные покрытия, маски из эпоксидных смол, эмалей и другие минеральные и органические покрытия.

Пайка световыми лучами. При пайке световым лучом с помощью ламп обеспечивается нагрев с малой тепловой инерционностью. Так, для кварцевой лампы время достижения номинального энергетического потока с момента ее включения составляет 0,6 с. Достоинством нагрева световыми лучами является бесконтактный подвод энергии, в том числе через оптически прозрачные стенки. С их помощью можно паять на воздухе, в инертной среде, вакууме, а также нагревать магнитные и немагнитные материалы, в широких пределах регулировать температуру нагрева, визуально наблюдать за процессом пайки. В зависимости от типа лампы, ее мощности, подводимого к ней напряжения может быть получена температура от 1980 до 2930 °C.

Электронно-лучевая пайка. Электронно-лучевой нагрев применяется для локальной пайки, в том числе импульсной, пайки изделий электронной и радиотехнической промышленности, пайки деталей из тугоплавких металлов. Высокая концентрация электронного пучка существенно сокращает время нагрева и плавления припоя, что особенно важно при пайке чувствительных к нагреву тугоплавких металлов. Пайка может производиться как неподвижным сфокусированным лучом, так и сканирующим (совершающим, например, поперечные колебания). В качестве примера можно

назвать пайку электронным лучом электрических выводов к контактным площадкам пленочных микросхем.

Электронно-лучевой нагрев эффективен при пайке металлокерамических узлов, сильфонных конструкций.

Лазерная пайка. Нагрев паяемых деталей с помощью лазера является весьма перспективным, особенно при пайке микроминиатюрных деталей, контактов и т. п. Лазерный нагрев в определенном отношении более универсален, чем электронно-лучевой: световой луч свободно проходит сквозь прозрачные преграды, не требуется электрического контакта с деталью, пайка возможна не только в вакууме, но и на воздухе или в защитной атмосфере. Высокая удельная тепловая мощность лазерного луча способствует испарению с поверхности припоя и основного металла оксидных пленок, что улучшает процесс пайки.

Газопламенная пайка. Для высокотемпературной пайки могут применяться газовые горелки, в которых тепловая энергия образуется в результате сгорания какого-либо горючего газа, например ацетилена C_2H_2, в струе кислорода.

Плазменная пайка. При использовании плазменных горелок пайка существляется плазмой, образуемой в плазматроне. Плазменная горелка позволяет за счет изменения силы тока, диаметра сопла регулировать в широких пределах как общее количество вводимой в детали теплоты, так и величину поверхности нагрева.

Пайка паяльником. С помощью паяльников производится пайка низкотемпературными припоями. Перенос теплоты в зону пайки осуществляется вследствие контакта рабочей части паяльника с паяемыми поверхностями.

Существует большое разнообразие паяльников, которые различаются способом нагрева, мощностью, формой. Они могут быть с периодическим и постоянным нагревом. Паяльники с периодическим нагревом по мере их охлаждения подогреваются от постоянного источника теплоты (пламени, электрической дуги). Аккумулированная их массивной медной рабочей частью теплота расходуется на расплавление припоя и нагрев паяемых деталей. Обычно такие паяльники применяются при пайке и лужении крупногабаритных и массивных деталей.

Для бесфлюсового лужения алюминиевых сплавов, не содержащих магния, применяют специальный прибор, названный ультразвуковым паяльником (рис. 29.6), кото-

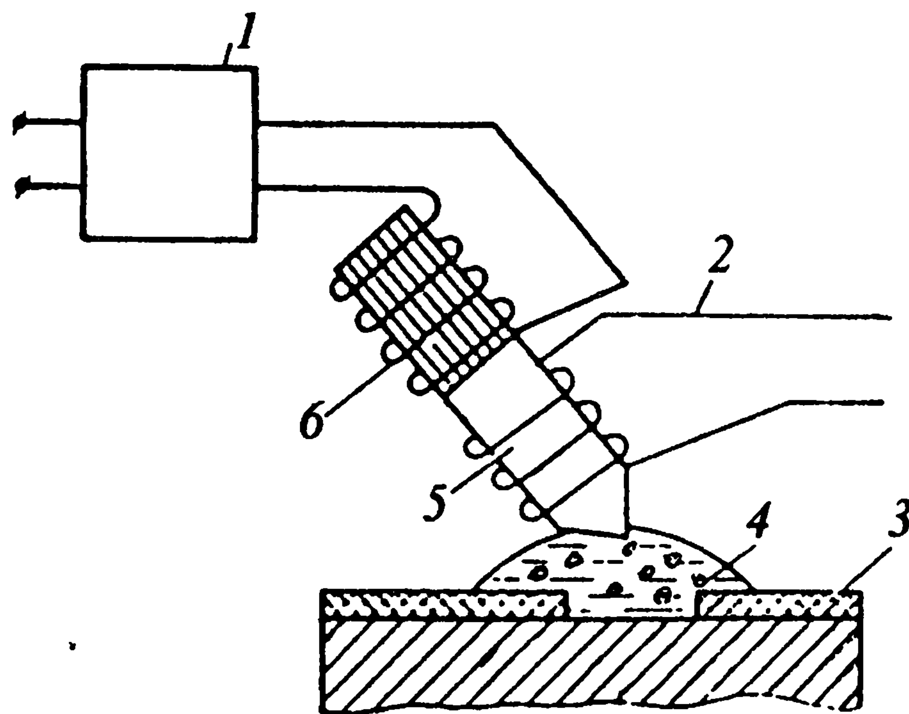


Рис. 29.6. Схема ультразвукового паяльника

рый имеет магнитостриктор *6*, излучающий колебания, передающиеся наконечнику *5*. Возбуждаемые в расплавленном припое колеблющимся наконечником кавитационные пузырьки *4* эффективно разрушают оксидные пленки *3*. Обмотка магнитостриктора подключается к высокочастотному генератору *1*, дающему импульсы с частотой 15—20 кГц. Наконечник нагревается спиралью *2*, через которую пропускается электрический ток. При лужении наконечник должен располагаться как можно ближе к поверхности детали, но не касаться ее. Наконечник паяльника изготавливается из стойкого к кавитационному разрушению серебряно-никелевого сплава.

Облуженные с помощью ультразвука детали можно паять обычным электрическим паяльником, без флюса, с применением оловянно-цинковых или оловянно-свинцовых припоев.

29.3. Технологический процесс пайки

Технологический процесс пайки включает комплекс выполняемых операций, основными из которых являются следующие: подготовка поверхностей под пайку; сборка деталей; укладка припоя, в ряде случаев нанесение флюса; пайка; обработка деталей после пайки.

Подготовка поверхности под пайку. Качество подготовки поверхности под пайку во многом определяет уровень и стабильность свойств паяного соединения. Существуют следующие основные способы очистки поверхности:

1) термический (горелками, отжигом в восстановительной атмосфере, в вакууме);

2) механический (обработка режущим инструментом или абразивом, гидропескоструйная или дробеструйная, галтовка);

3) химический (обезжиривание, химическое травление, электрохимическое травление, травление с ультразвуковой обработкой, комбинированное с обезжириванием и травлением).

Подготовка детали под пайку включает в себя также нанесение специальных технологических покрытий гальваническим или химическим способом, горячим лужением (погружением в расплавленный припой), с помощью ультразвука, плакированием, вжиганием, термовакуумным напылением. Указанные технологические покрытия наносят с различными целями:

а) для улучшения смачиваемости некоторых паяемых металлов расплавленным припоем;

б) для защиты основного металла от испарения отдельных их компонентов в процессе пайки;

в) для предотвращения вредного взаимодействия припоя с основным металлом, приводящего к образованию хрупких структур;

г) в качестве припоя при контактно-реактивной пайке.

Укладка припоя. Часто сборка включает в себя нанесение припоя, укладку его в виде дозированных заготовок из проволоки или фольги. При размещении припоя необходимо учитывать условия пайки: расположение изделия в печи или другом нагревательном устройстве, режимы нагрева и охлаждения.

Массу припоя, необходимую для получения качественных соединений, определяют из соотношения

$$Q = 1{,}5\Delta hl\gamma ,$$

где Δ — наибольший зазор в соединении при температуре пайки, м; h — высота или ширина соединения, м; l —протяженность соединения, м; γ — удельная плотность припоя, Н/м^3. Коэффициент 1,5 учитывает объем галтелей припоя и неизбежные технологические потери (угар, разбрызгивание).

Нанесение флюса. Иногда при сборке деталей под пайку требуется нанести флюс. Порошкообразный флюс разводят дистиллированной водой до состояния негустой пасты и наносят шпателем или стеклянной палочкой, после чего детали подсушивают в термостате при 70—80 °С в течение 30—60 мин. При газопламенной пайке флюс подают на прутке разогретого припоя, при пайке паяльником — рабочей частью паяльника или вместе с припоем, в случае применения оловянно-свинцового припоя — в виде трубок, наполненных канифолью.

Пайка (нагрев места соединения или общий нагрев собранных деталей) выполняется при температуре, превышающей температуру плавления припоя, как правило, на 50—100 °С.В зависимости от температуры плавления применяемых припоев пайка подразделяется на высокотемпературную и низкотемпературную.

При низкотемпературной пайке нагрев в месте контакта паяемых материалов и припоя не превышает 450 °С, при высокотемпературной — превышает 450 °С.

Обработка после пайки включает в себя удаление остатков флюса. Флюсы, частично оставшиеся после пайки на изделии, портят его внешний вид, изменяют электрическую проводимость, а некоторые вызывают коррозию. Поэтому остатки их после пайки должны быть тщательно удалены.

Остатки канифоли и спиртоканифольных флюсов обычно коррозии не вызывают, но если по условиям эксплуатации изделий требуется их удалить, то изделие промывают спиртом, спиртобензиновой смесью, ацетоном.

Агрессивные кислотные флюсы, содержащие соляную кислоту или ее соли, тщательно отмывают последовательно горячей и холодной водой с помощью волосяных щеток.

29.4. Особенности пайки материалов

Пайка конструкционных сталей. Особенности технологии пайки определяются количеством содержащегося в них углерода и легирующих элементов. В зависимости от этого выбираются флюсы, назначаются способы и режимы пайки.

Углеродистые и низколегированные стали. Пайка сталей этого класса не вызывает особых трудностей и может осуществляться всеми известными способами: в печи, погружением в расплавленные соли, нагревом токами высокой частоты, газопламенной горелкой и паяльником. Подготовка поверхности, подлежащей пайке, заключается в зачистке напильником, шкуркой и обезжиривании в горячих щелочных растворах.

Для высокотемпературной пайки низколегированных и малоуглеродистых сталей применяют медь, латуни, медно-цинковые припои. Серебряные припои из-за дефицитности серебра применяют редко, в строго обоснованных и экономически оправданных случаях.

Флюсы, используемые для пайки сталей, содержат в своем составе буру, борный ангидрид, фтористые соли.

При низкотемпературной пайке углеродистых и низколегированных сталей применяют оловянно-свинцовые припои, пайка ведется паяльником, а в качестве флюса — раствор хлорида цинка или активированный спиртовой раствор канифоли.

Высоколегированные стали. Пайка этих сталей осложняется наличием на их поверхности термически и химически стойких оксидов хрома, титана и других легирующих элементов. Указанные оксиды ухудшают смачиваемость паяемых поверхностей припоями. Поэтому для пайки высоколегированных коррозионностойких сталей газопламенной горелкой используют активные флюсы.

Оксидная пленка, содержащая Cr_2O_3, на коррозионностойкой стали восстанавливается в водородной среде при температуре около 1200 °С.

Низкотемпературная пайка коррозионностойких сталей осуществляется оловянно-свинцовыми припоями с флюсом, представляющим собой раствор канифоли в спирте с добавкой ортофосфорной кислоты. После пайки во избежание коррозии остатки флюса следует удалить.

Жаропрочные стали на своей поверхности также имеют трудноудаляемые оксидные пленки хрома, титана и ряда других элементов, входящих в состав сталей. Поэтому при пайке применяют высокоактивные флюсы, водородную атмосферу с добавками фтористых соединений. Для лучшего удаления оксидов хрома во флюсы вводятся тетраборат и фториды. Пайка жаропрочных сталей, как и коррозионностойких, может производиться в защитной атмосфере аргона, гелия с использованием одновременно и флюсов.

Пайка титановых сплавов. Процесс пайки титановых сплавов сопряжен с рядом трудностей, обусловленных их физико-химическими свойствами, прежде всего высокой химической активностью. Указанное свойство титановых сплавов требует при пайке обеспечения хорошей защиты металла от взаимодействия с воздухом, а также надлежащей подготовки под пайку. По тем же причинам непригодна при пайке газовая защита, содержащая водород или азот. Допустим лишь вакуум или аргон повышенной чистоты.

Процесс пайки осложняет высокая химическая стойкость оксида, покрывающего поверхность деталей. Для его удаления применяют химическое травление в водном растворе азотной и плавиковой кислот (для небольших по толщине пленок) и в водном растворе $HCl \cdot HNO_3$ и $NaCl$ или HCl и HF (при большом слое окалины). Часто используют механическое удаление оксидных пленок опескоструиванием, зачисткой наждачной бумагой, а также стальными щетками и т. п.

При выборе припоя и режимов технологического процесса пайки необходимо учитывать способность титана образовывать хрупкие интерметаллидные соединения, отрицательно влияющие на прочностные характеристики паяного шва, почти со всеми элементами, входящими в состав припоев. С серебром титан образует интерметаллид менее хрупкий, чем с остальными металлами. Поэтому чаще всего для пайки применяют припои на основе серебра.

Для повышения прочности и пластичности паяных соединений, повышения однородности паяного шва проводят диффузионную пайку титана или диффузионный отжиг. За счет диффузионного отжига удается получить прочность паяных соединений из титана, близкую к прочности основного металла.

В ряде случаев, особенно при пайке низкотемпературными припоями Sn—Pb, поверхность титана под пайку покрывают металлами, улучшающими его смачиваемость. К таким металлам относят прежде всего никель, а также серебро, медь, олово. Покрытие осуществляется гальваническим путем, погружением деталей в расплавленный металл, например олово, нагретое до 700—750 °С.

Высокотемпературная пайка титана по покрытиям осуществляется с флюсами, которые обычно используют для пайки меди, никеля, серебра, спиртоканифольным бескислотным или спиртоканифольным, активизированным солянокислым диэтиламином.

Пайка алюминия, магния и их сплавов. Процесс пайки указанных металлов и сплавов на их основе осложняют тугоплавкие оксидные пленки на их поверхности, обладающие высокой химической устойчивостью и не удаляющиеся при пайке в высоком вакууме (до 0,1 МПа) и в восстановительных газовых средах.

Для очистки поверхности деталей из алюминия и его сплавов от оксидов применяют механическую зачистку и травление в 10—15%-ном растворе едкого натра при 60 °С. С целью предупреждения последующей коррозии

детали промывают в холодной воде, тщательно смывая остатки едкого натра, а затем обрабатывают в 20%-ном растворе азотной кислоты. Промытые в горячей и холодной воде детали просушивают. Оксидная пленка на магниевых сплавах удаляется травлением в водном растворе хромового ангидрида (20—30 кг/м^3) при 60—70 °С. Повышая концентрацию этого раствора, можно снизить температуру травления до 30 °С. После травления детали промывают в горячей, а затем в холодной воде. Временной интервал между травлением и пайкой не должен превышать 24 ч, иначе толщина вновь образующейся оксидной пленки будет недопустимой.

Высокотемпературная пайка алюминия осуществляется всеми известными способами нагрева: газопламенным, индукционным, в печах, погружением в расплавленные соли.

Контактно-реактивная пайка в вакууме (1 МПа) и в газовых средах позволяет соединять алюминий через прослойку кремния, меди, серебра. Флюсы в таких случаях не применяются. Перспективным методом бесфлюсовой высокотемпературной пайки алюминия является пайка в атмосфере паров магния, создаваемой в вакууме (1 МПа). Атмосфера паров магния (вследствие большой химической активности магния к кислороду) не только восстанавливает оксидную пленку Al_2O_3, но и служит средой, которая защищает поверхность основного материала от окисления в процессе пайки.

Детали из магниевых сплавов паяют паяльниками, горелками, индукционным нагревом, в расплавленных флюсах, в печах с контролируемой атмосферой (аргон, аргон с азотом, азот), в вакууме.

Низкотемпературная пайка магния осуществляется по предварительно нанесенному покрытию из меди, никеля или серебра. В таком случае припой выбирается применительно к металлу покрытия, например оловянно-свинцовый.

В печах с контролируемой атмосферой азота, аргона или в вакууме паяют изделия из магния контактно-реактивным способом. Для этого поверхность под пайку покрывают слоем металла (меди, никеля), который образует с магнием легкоплавкую эвтектику при 450—600 °С. С целью повышения стойкости магниевых сплавов против коррозии поверхность их после пайки часто анодируют. При определении оптимальных режимов пайки магниевых сплавов необходимо иметь в виду, что при 300—400 °С происходит разложение гидридов оксида магния, что приводит к образованию пористости.

Пайка меди и ее сплавов. Пайка меди и основных ее сплавов — латуней, бронз и медно-никелевых сплавов — может быть осуществлена почти всеми видами пайки при использовании обширной номенклатуры припоев и флюсов. Каждый из указанных выше материалов имеет свои характерные особенности, которые влияют на технологию пайки, выбор режима, оборудования и т. д.

Пайка тугоплавких металлов. Тугоплавкие металлы относятся к разряду труднопаяемых высокотемпературными припоями. Трудности пайки обусловлены следующими особенностями их физико-химических свойств.

1. Тугоплавкие металлы обладают повышенной химической активностью при высоких температурах, особенно по отношению к кислороду, цирконий — к водороду и азоту.

2. Тугоплавкие металлы склонны к собирательной рекристаллизации при нагреве до высоких температур, особенно заметно проявляющейся у молибдена и вольфрама.

3. Тугоплавкие металлы, особенно цирконий, при пайке образуют с компонентами припоя хрупкие интерметаллидные соединения, которые ухудшают пластические свойства металлов.

Низкотемпературная пайка указанных металлов применяется очень редко и осуществляется оловянно-свинцовыми припоями с канифолесодержащими активированными флюсами по предварительно нанесенному никелевому покрытию.

Высокотемпературная пайка вольфрама нежелательна, так как при температуре выше 1300—1400 °С он рекристаллизуется, теряет прочность, становится хрупким. В этом случае перспективной является пайка при низкой температуре с последующей диффузионной термообработкой. Применяют припои на основе никеля, титана, палладия и др.

Пайка разнородных металлов. При выборе припоев, способов нагрева, типов соединения необходимо учитывать:

1) степень различия физических свойств материалов и коэффициентов теплового расширения, теплопроводности и температуры плавления;

2) особенности химических свойств — наличие оксидов, их химическую стойкость, окисляемость и активность по отношению к таким газам, как азот, водород;

3) смачиваемость различными припоями;

4) возможность и условия образования интерметаллидных прослоек.

При пайке конструкций из разнородных металлов неизбежно происходит изменение паяльного зазора из-за разности коэффициентов термического расширения. При большем коэффициенте термического расширения соединительный зазор, охватывающий детали, при нагреве может увеличиться настолько, что припой вытечет или не поднимается по капилляру. Если же деталь с большим коэффициентом термического расширения располагается внутри, то зазор при температуре пайки может уменьшиться и слой припоя окажется тонким, что приведет к разрушению при охлаждении или возникновению внутренних напряжений. Для предотвращения разрушения паяных соединений из материалов с разными коэффициентами линейного расширения следует применять припой, обладающий повышенной пластичностью, компенсирующей разницу в указанных свойствах, например припои на основе индия или чистый индий.

В тех случаях, когда припой плохо смачивает один из паяемых материалов или образует с ним хрупкие соединения, на него наносят покрытие галь-

ваническим или химическим методом, облуживанием, осаждением из газовой фазы, которое и обеспечивает пайку.

Пайка металла с неметаллами, например с керамикой, ферритом, производится по предварительно металлизированной поверхности.

29.5. Конструирование паяных соединений

Конструктивное оформление паяных изделий определяется условиями их эксплуатации, регламентированными техническими условиями. В свою очередь, эксплуатационные параметры паяных изделий, динамическая прочность, герметичность и вакуумная плотность, электрическая проводимость, коррозионная стойкость, работоспособность при высоких и отрицательных температурах и т. д. определяют выбор основных материалов, припоев и флюсов.

Элемент паяного изделия, включающий паяный шов и прилегающие к нему участки паяемых металлов, представляет собой паяное соединение. Тип паяного соединения, его конструктивные параметры зависят от требований к прочности изделия, его массе, а также от характера нагрузок и направлений их действия.

Детали во избежание смещения при пайке должны быть зафиксированы друг относительно друга.

Типовые паяные соединения, встречающиеся в плоских паяных конструкциях, — это соединения внахлестку, встык, в тавр, в угол (рис. 29.7, *а*, *б*, *в*, *и*). Предпочтительно применение соединения внахлестку, так как за счет увеличения частичного перекрытия взаимно параллельных поверхностей деталей (нахлестки) достигается его равнопрочность с основным металлом.

Остальные разновидности паяных соединений являются комбинациями названных выше и называются комбинированными.

Для устранения изгибающего момента, неизбежного в нахлесточном соединении, применяют ступенчатое соединение (рис. 29.7, *д*). Увеличить поверхность пайки можно при использовании таких соединений, как замковое (рис. 29.7, *г*, *е*), гребенчатое (рис. 29.7, *ж*), косостыковое (рис. 29.7, *з*), тавровое с отогнутой полкой (рис. 29.7, *л*), встык с накладками (рис. 29.7, *к*).

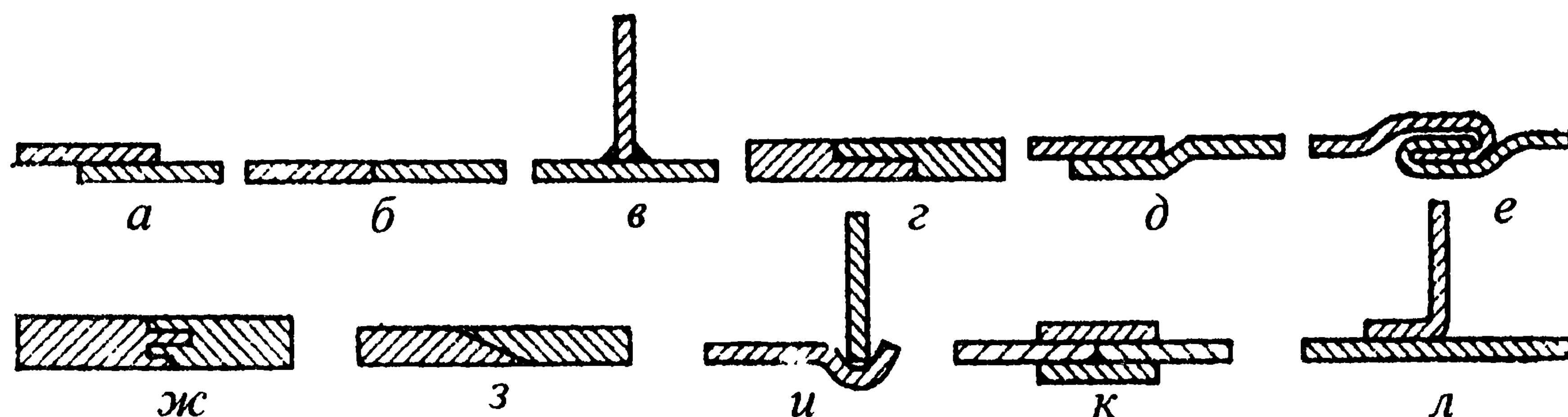


Рис. 29.7. Типы паяных соединений

Соединения встык и в тавр (рис. 29.7, *б*, *в*) применяются крайне редко, так как равнопрочности они не обеспечивают и используются лишь в тех случаях, когда конструкция не может быть выполнена иначе.

Некоторые другие соединения, характерные для пайки труб и стержней, приведены на рис. 29.8.

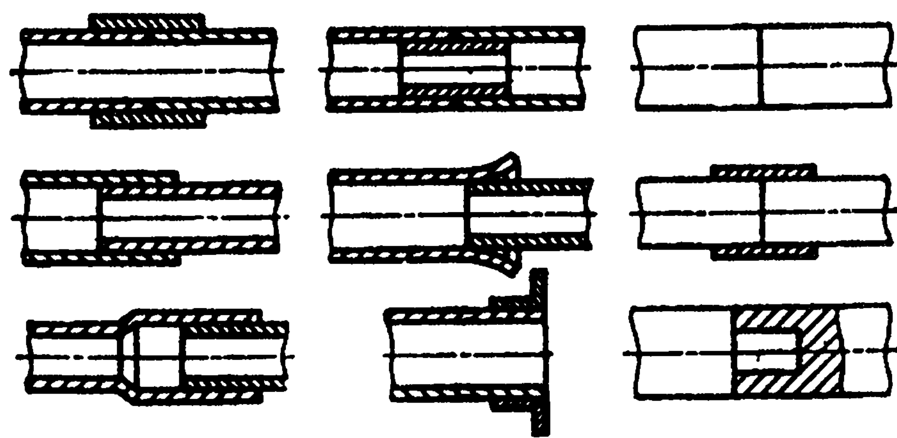


Рис. 29.8. Примеры паяных соединений труб и стержней

В связи с тем, что паяный шов, как правило, имеет пониженную пластичность, следует так проектировать соединения, чтобы он не находился в зоне концентратора напряжений.

Прочность паяного шва в значительной степени зависит от расстояния между паяными поверхностями (паяльного зазора). Устанавливаемая величина паяльных зазоров, в свою очередь, находится в прямой зависимости от физико-химических свойств паяемых материалов и припоев.

При слишком малом зазоре припой может не заполнить паяный шов и прочность соединения, таким образом, будет ослаблена. При очень большом зазоре капиллярные силы перестают действовать, в шов не затечет достаточного количества припоя и прочность соединения также будет понижена. Зависимость предела прочности паяного соединения при срезе от величины зазора показана на рис. 29.9.

В паяемых конструкциях всегда возникают собственные напряжения. Они являются результатом неравномерного нагрева, фазовых и структурных изменений в металле, разных значений коэффициентов линейных расширений припоя, основного металла, а при пайке разнородных металлов — результатом разницы их коэффициентов линейных расширений. Эти напряжения вызывают деформации укорочения или изгиба конструкции после пайки, снижают прочность соединении, могут стать причиной разрушений при вибрационных нагрузках.

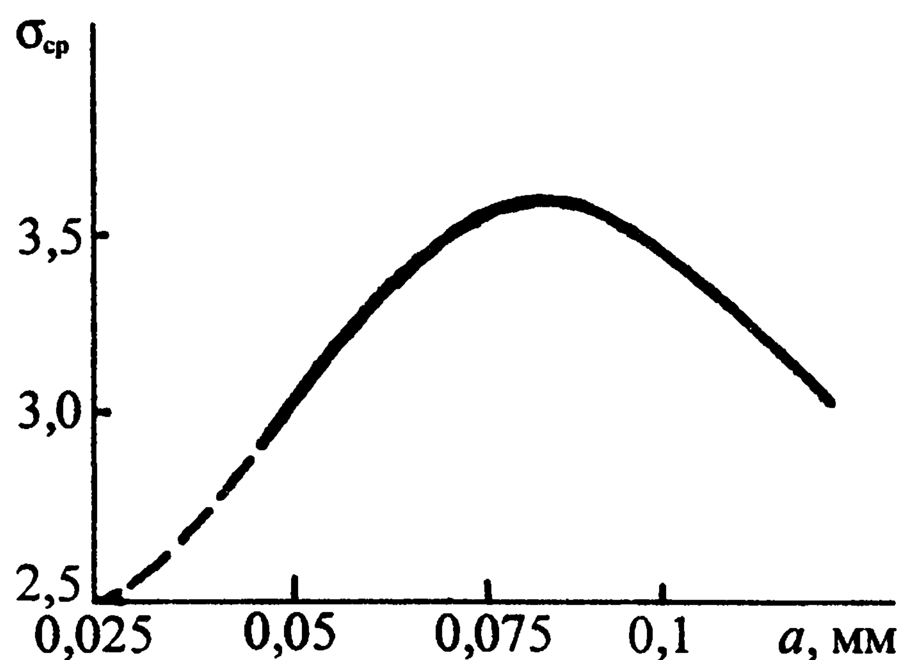


Рис. 29.9. Предел прочности паяного соединения в зависимости от величины зазора (припой — ПОС-61, основной металл — латунь)

Одним из средств уменьшения внутренних напряжений является последующая термообработка. Она, естественно, является неэффективной для паяных конструкций из разнородных металлов, так как внут-

ренние напряжения возникают вновь. В этом случае снизить величину внутренних напряжений можно рациональным проектированием соединений (исключением концентраторов, применением в конструкциях согласованных по коэффициенту линейного теплового расширения материалов, увеличением толщины в зоне пайки металлической детали, расположенной снаружи).

Контрольные вопросы

1. В чем заключается сущность процесса пайки и каковы его особенности по сравнению со сваркой?
2. По каким признакам и как классифицируются современные способы пайки?
3. Каковы основные этапы технологического процесса пайки?
4. В чем заключаются особенности пайки сталей, алюминиевых, магниевых, медных, титановых сплавов, тугоплавких металлов и разнородных материалов?
5. Каковы различия в подходе к конструированию паяных и сварных соединений, чем они обусловлены?

Глава 30. Контроль качества сварных и паяных соединений

30.1. Дефекты сварных и паяных соединений

При производстве сварных и паяных конструкций могут возникать дефекты, т. е. отдельные несоответствия продукции нормативным требованиям. Влияние дефекта на работоспособность конструкции определяется многими факторами. Оно зависит не только от характера самого дефекта — его размеров, расположения, но и от свойств материала, условий эксплуатации.

Чрезвычайно важно определить допустимое число дефектов при сварке и пайке в конструкции, так как изготовить бездефектную конструкцию практически невозможно.

Дефектность q в контролируемом элементе определяется отношением суммарной площади дефектов $\sum \Delta s$ к расчетной площади контролируемого сечения s_p:

$$q = \frac{\sum \Delta s}{s_p}.$$

Дефекты, встречающиеся при сварке, целесообразно рассмотреть отдельно применительно к термическому и некоторым видам термомеханического класса сварки.

Дефекты сварки термического класса: непровар, который представляет собой частичное отсутствие сплавления свариваемых кромок со стороны корня шва или частичное отсутствие сплавления наплавленного металла с основным; пористость, представляющая собой газовые пузырьки в металле; трещины; шлаковые включения; пережог — окисление по границам зерен; прожог — сквозное проплавление металла; подрез — углубление основного металла в месте его перехода к поверхности шва.

Дефекты сварки термомеханического класса. Дефекты при точечной сварке: непровар — отсутствие или малый диаметр ядра; выплеск металла; прожог; трещины; раковины и пористость; вмятины (более 10—20% толщины листа).

Дефекты при шовной сварке: негерметичность шва; подплавление поверхности деталей вследствие плохой очистки деталей и роликов; прожог.

Дефекты при стыковой сварке: смещение свариваемых деталей; непровар; перегрев и пережог; подгар поверхности деталей в зажимах; чрезмерно большое количество выдавленного металла; трещины; остатки шлаков и оксидов в сварном шве.

При пайке возможны следующие дефекты: смещение паяемых элементов; раковины в швах; пористость в паяном шве; флюсовые и шлаковые включения; трещины; непропай; деформации местные и общие.

30.2. Методы контроля качества сварных и паяных соединений

Методы контроля бывают двух типов: разрушающие и неразрушающие.

К разрушающим относятся испытания сварных образцов-свидетелей. Сваривают их при тех же самых режимах, что и изделия, обычно непосредственно перед началом сварки последних. Всесторонние испытания образцов позволяют косвенным образом судить о качестве сварных соединений в изделиях.

Более точно воспроизвести характер нагружения сварных соединений можно на модельных конструкциях или на самих изделиях, которые выборочно подвергают испытаниям вплоть до разрушения. Необходимое число разрушаемых изделий от партии устанавливается конструктором в каждом конкретном случае.

Неразрушающие методы контроля включают в себя контроль параметров режимов сварки, некоторые испытания свойств сварного шва без его

разрушения (например, измерение твердости, химический анализ металла шва, не затрагивающий целостности конструкции), наконец, физические методы контроля (дефектоскопия).

Необходимо отметить особое значение контроля основного металла, сварочных материалов, состояния оборудования и технологии сварки.

Виды контроля сварных и паяных конструкций, применяемые в промышленности, достаточно разнообразны. К ним относятся технический осмотр, контроль радиационный, акустический, магнитный, капиллярный и др. Для проверки герметичности и прочности сварных конструкции применяются гидравлические испытания, испытания сжатым воздухом, различного типа течеискателями. Последние методы контроля представляют вид контроля, называемый течеисканием.

В н е ш н и й о с м о т р. Если внешний осмотр проводится с применением оптических средств (лупы, микроскопа, перископических оптических устройств и т. п.), то такой метод контроля называют визуально-оптическим.

Внешнему и визуально-оптическому контролю подвергается почти 100% всех швов. Такой довольно простой метод контроля позволяет, однако, обнаружить наружные дефекты довольно широкого спектра: подрезы, поры, трещины, незаваренные кратеры, раковины, свищи, неравномерность шва и несоответствие его геометрии требованиям чертежа.

Р а д и а ц и о н н ы й к о н т р о л ь. Выявление дефектов основано на различном поглощении металлом и неметаллическими веществами проникающего излучения. В качестве источника подобных излучений применяют рентгеновские аппараты, позволяющие получить тормозное (рентгеновское) излучение, различного типа ускорители (ускорители электронов, бетатроны).

При проведении радиационного контроля возможны три основных метода выявления дефектов.

1. Радиографический с фиксацией изображения на пленке или бумаге. Его преимущество — возможность сохранения документального свидетельства результатов просвечивания и простота контроля.

2. Радиоскопический (радиационная интроскопия). Дефект в этом случае наблюдается на флюороскопическом экране, экране электронно-оптического преобразователя, рентген-видикона и т. п. Чувствительность радиоскопии несколько ниже, чем радиографии.

3. Радиометрический. Ионизирующее излучение, проникающее сквозь контролируемый участок, преобразуется с помощью сцинтилляционных кристаллов или газоразрядных счетчиков в электрические сигналы, которые позволяют судить о наличии или отсутствии дефекта в соединении. Безынерционность системы дает возможность установить обратную связь между процессом сварки и контролем.

Радиационный контроль служит для обнаружения пор, шлаковых включений, непроваров и трещин.

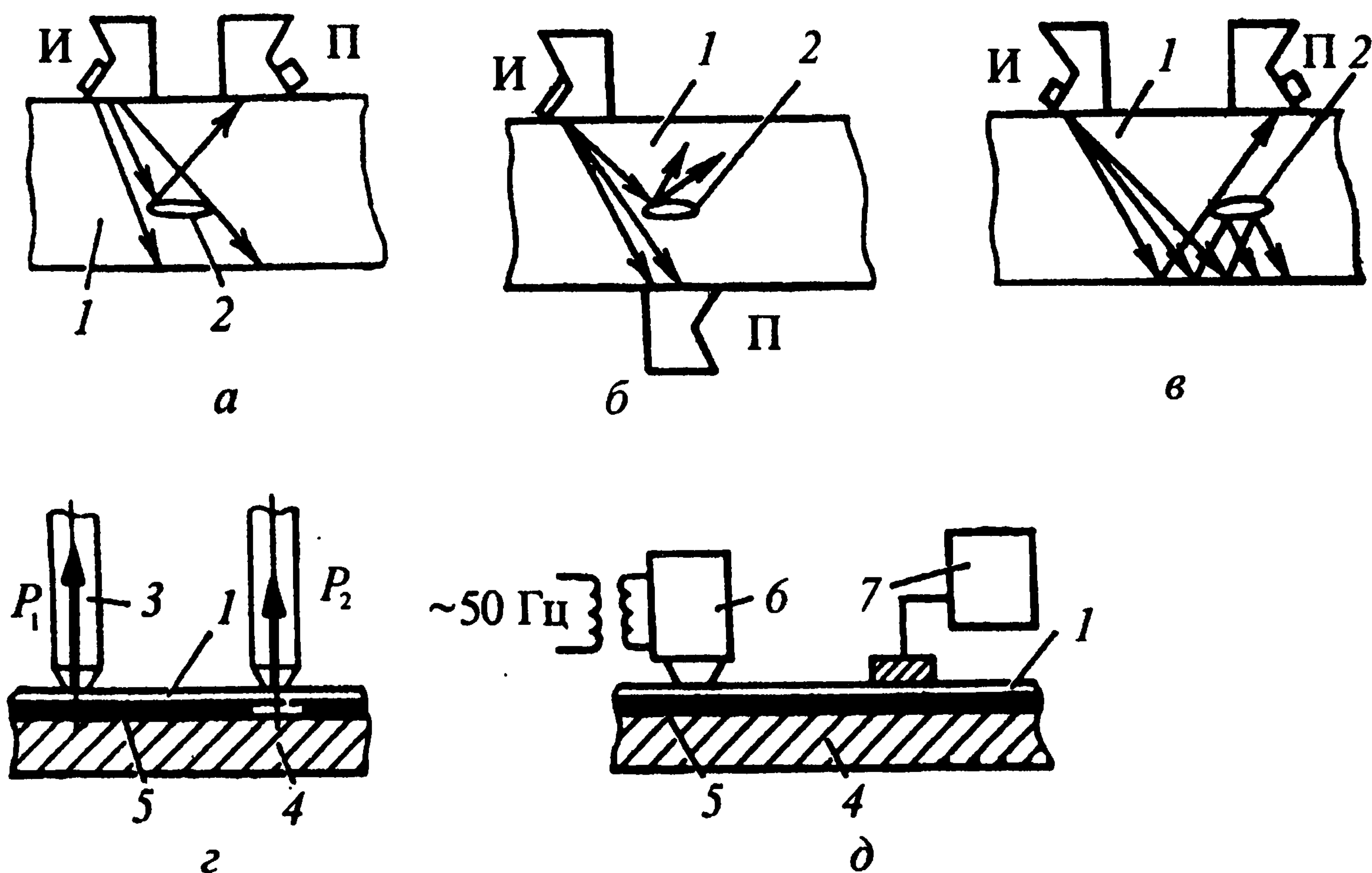


Рис. 30.1. Принципиальная схема акустических методов контроля

Акустический контроль. С его помощью выявляются многие внутренние дефекты: трещины, пустоты, поры, непровары, расслоения, непропаи и т. п. Вид контроля основан на изменении характера распространения волн (звуковых и ультразвуковых) в сварных или паяных швах.

По способу выявления дефектов акустические методы делятся на эхоимпульсный, теневой, зеркально-теневой, импедансный, метод свободных колебаний, велосимметричный, резонансный.

Эхо-импульсный (эхо-метод) основан на отражении акустических (ультразвуковой частоты) колебаний от поверхности раздела между дефектом *2* и материалом детали *1* (рис. 30.1, *а*). Колебания излучаются электроакустическими источниками (И) в виде пластин из пьезоэлектрических материалов. Отраженные от дефекта ультразвуковые колебания улавливаются приемником (П), преобразуются затем в электрический импульс, наблюдаемый на экране осциллографа.

При теневом методе (рис. 30.1, *б*) приемник устанавливается с обратной стороны детали. При наличии дефекта на пути ультразвуковых волн излучателя к приемнику произойдет их значительное уменьшение или даже исчезновение.

Зеркально-теневой метод (рис. 30.1, *в*) является своего рода комбинацией двух предыдущих. Приемником фиксируется уменьшение отраженного импульса от данной (зеркальной) поверхности, которое тем больше, чем больше размеры дефекта.

В ряде случаев (при эхо-методе и зеркально-теневом) излучатель и приемник могут быть объединены в одном устройстве, которое излучает и при-

нимает отраженный сигнал. При теневом методе излучатель и приемник должны быть раздельными.

Суть импедансного метода заключается в следующем: колеблющийся стержень *3* (рис. 30.1, *г*) перемещается по верхней детали *1*, соединенной сваркой или пайкой с деталью *4*. Сила реакции при этом на стержень будет P_1. При наличии дефекта (например, отсутствии припоя *5*) верхняя обшивка над ним колеблется с меньшим сопротивлением и реакция на стержень P_2 будет меньше.

Метод свободных колебаний (рис. 30.1, *д*) состоит в фиксировании индикатором *7* с последующим усилением изменения частоты свободных колебаний, возбуждаемых в исследуемой детали электромагнитом *6* с бойком. Частота изменится, если между деталями будет нарушена сплошность (например, из-за непропая или непровара).

Велосимметричный метод основан на разнице скорости распространения акустических волн в соединении с дефектами или без них, а резонансный — на изменении резонансной частоты ультразвуковых колебаний.

Для контроля дефектов при сварке и пайке применяются чаще всего эхо-метод, теневой и зеркально-теневой. Можно использовать импедансный метод свободных колебаний.

Велосимметричный и резонансный методы применяют реже, хотя с их помощью также обнаруживаются несплошности. Обычно резонансный метод используют для измерения отклонений толщины покрытия или толщины детали.

При ультразвуковом методе контроля обнаружение дефекта осуществляется посредством продольно-поперечного сканирования искателем исследуемого участка. Надежность такой дефектоскопии во многом определяется квалификацией оператора, поэтому создаются установки с автоматическим сканированием искателя. Важно также иметь чистую и гладкую поверхность, чтобы уменьшить отражение от ее неровностей. С этой целью перед началом контроля поверхность, где будет осуществляться сканирование, покрывается тонким слоем минерального масла, солидола, технического глицерина или спирта.

Ультразвуковая дефектоскопия получила распространение при контроле качества сварных соединений, выполненных всеми методами сварки и пайки. Этим методом можно обнаруживать дефекты в деталях большой толщины: стальных — до 700 мм.

Ультразвуковой метод контроля позволяет установить наличие большинства дефектов, в том числе даже оксидных пленок, расслоений металла. Однако он трудоемок, его надежность зависит в значительной степени от квалификации оператора. Сложнее решить вопрос о документальном оформлении результатов контроля. Нельзя считать универсальным метод ультразвуковой дефектоскопии и с точки зрения возможности обнаружения дефек-

тов любого типа. Как показывает практика, ультразвуковой дефектоскопией не удается надежно отличить при точечном, термодиффузионном и некоторых других методах сварки участки, действительно сваренные, от тех, где произошло только слипание металла двух деталей. При ультразвуковом контроле помехи могут вызываться определенным строением структуры металла, например у аустенитных сталей.

Магнитный контроль. Распределение магнитных силовых линий в случае намагничивания каким-либо образом сварных или паяных деталей изменяется в месте дефекта и может быть зафиксировано одним из следующих методов: магнитопорошковым, магнитографическим, индукционным.

При магнитопорошковом методе на деталь наносится ферромагнитный порошок, предварительно смешанный с керосином, маслом.

Более технологичен магнитографический метод, заключающийся в намагничивании предварительно размагниченной магнитной пленки, которая накладывается на контролируемый участок. На пленке фиксируется локальное нарушение магнитных силовых линий в месте дефекта, если такой имеется в шве. Записанная магнитограмма воспроизводится с помощью специального считывающего устройства на экране осциллографа.

Индукционный метод заключается в регистрации неоднородности магнитного поля индукционной катушкой. При наличии дефектов распределение магнитного потока изменяется, что фиксируется катушкой, и затем преобразуется в световой или звуковой сигнал.

Магнитный контроль широко применяется для выявления поверхностных и подповерхностных (на глубине 2...3 мм) дефектов типа трещин, непроваров, рыхлот и т. п. в сварных соединениях из ферромагнитных материалов.

Капиллярный контроль. Капиллярный контроль применяется для выявления наружных дефектов сварных и паяных соединений: трещин, свищей, расслоений и т. п. Один из вариантов такого контроля — люминесцентный. Сущность его заключается в том, что деталь на 20—30 мин погружают в индикаторную жидкость (например, смесь 85% керосина и 15% трансформаторного масла). Трещины, поры и другие дефекты подобно капиллярам втягивают в себя индикаторную жидкость и хорошо ее удерживают. Деталь вытирают насухо и на ее поверхность наносят сорбент — тальк или порошок магнезии. Сорбент через определенное время вытягивает на поверхность часть индикаторной жидкости, оставшейся в дефектах и не удаленной при вытирании детали. Если теперь поверхность детали облучить ультрафиолетовыми лучами, то индикаторная жидкость, поглощенная сорбентом, будет ярко люминесцировать, свидетельствуя о наличии дефекта.

Вместо люминесцентного метода можно применять цветной метод (метод красок). Он чрезвычайно прост и заключается в нанесении на контролируемую поверхность жидкого красителя — красной проникающей жидкости.

Происходит капиллярное втягивание окрашенной жидкости в наружные дефекты. После очистки и просушки поверхности на нее наносят сорбент — белую проявляющую жидкость. При ее высыхании красная краска из дефектных мест диффундирует в белую, окрашивая ее и выявляя тем самым дефект.

Чувствительность цветного метода очень высока. С его помощью выявляются не только трещины, но и участки, пораженные межкристаллитной коррозией.

Контроль течеисканием. Назначение метода — определить герметичность сварного или паяного соединения. Обнаружение дефекта каким-либо из рассмотренных ранее методов неразрушающего контроля не позволяет, за некоторым исключением (например, определенные визуально сквозные свищи или трещины), сделать вывод о плотности соединения. Поэтому необходимо проводить испытания на герметичность, которые назначаются, как правило, наряду с другим каким-либо контролем.

В зависимости от условий эксплуатации, характера испытуемой конструкции для контроля течеисканием используются жидкость и газ. С учетом разновидностей газов и жидкостей можно выделить несколько методов, наиболее широко применяемых при контроле герметичности сварных и паяных изделий: а) водой; б) керосином; в) красками; г) люминофором; д) сжатым воздухом; е) аммиаком; ж) гелием; з) галогенами.

Испытания водой (гидравлические) необходимы для сосудов и аппаратуры, работающих под давлением. Таким образом проверяют не только прочность, но и плотность соединений. Давление воды в изделии при испытаниях выбирается в зависимости от характера и требований к конструкции (давление при испытании в 1,5—2 раза больше рабочего). Случайное разрушение конструкции при гидравлических испытаниях менее опасно, чем при испытании воздухом, так как давление из-за малой сжимаемости жидкости моментально падает, едва начинается разрушение.

Испытание керосином применяется для сосудов, рассчитанных на работу без давления. Оно заключается в том, что одну сторону соединения, доступную для осмотра, забеливают меловой эмульсией и затем высушивают, а противоположную смачивают керосином. Обладая большой проникающей способностью, керосин, если в соединении нарушена герметичность, может проникнуть в мел, на котором появляется характерное маслянистое пятно.

Испытание красками основано на уже изложенном принципе капиллярности, однако технология самого контроля несколько другая, так как для выявления негерметичности жидкость с добавленной в нее краской наносится со стороны, противоположной той, на которую нанесен сорбент. Аналогично проводятся испытания люминофорами.

Испытание сжатым воздухом проводится после гидравлического. Неплотности обнаруживаются промазыванием швов мыльной пеной,

погружением испытываемого изделия в воду или по падению давления контрольного манометра, установленного на изделия. Так как испытания сжатым воздухом представляют большую опасность, их проводят в специально оборудованных помещениях при самом строгом соблюдении правил техники безопасности. С этой же целью до пневматических испытаний проводят гидравлические, а также снижают давление при испытании сжатым воздухом до 0,8—1,2 от величины рабочего давления.

Испытания аммиаком, углекислым газом, их смесями с воздухом основаны на химической индексации проникающих через несплошности под небольшим избыточным давлением указанных газов, вступающих в реакцию с индикатором. Индикатором смачивается бумажная лента или полоска марли и накладывается на контролируемый участок. В качестве индикатора при использовании аммиака применяется 5%-ный раствор азотнокислой ртути или раствор фенолфталеина. В результате химической реакции между аммиаком и воздухом на индикаторе появляются темные пятна.

Испытание гелием (масс-спектрометрическое) позволяет определять наличие несплошностей с очень высокой чувствительностью. Гелий обладает хорошей проникающей способностью. Если в изделии создать вакуум 133 МПа и снаружи все соединения последовательно обдувать гелием из специального пистолета, соединенного с баллоном, то гелий при наличии несплошностей проникает внутрь изделия. Изделие соединено с масс-спектрометром, где поддерживается более высокий (порядка 0,65 МПа) вакуум. Поэтому гелий попадает в масс-спектрометр, в котором его присутствие фиксируется, в результате стрелка индикатора отклоняется или раздается звуковой сигнал. Положение дефекта определяется координатами пистолета в момент срабатывания сигнализации.

Возможен и другой вариант контроля с помощью гелия. В этом случае гелий из баллона накачивается под некоторым давлением в изделие, а масс-спектрометр соединяется со специальным щупом, который перемещают вдоль шва. Если имеется течь, то гелий будет проникать наружу и попадет через щуп в масс-спектрометр течеискателя, а система сигнализации известит оператора о наличии дефекта.

В галогенных течеискателях используется воздух в смеси с фреоном, тетрахлоридом углерода и некоторыми другими газами. Смесью заполняется испытуемый сосуд под избыточным давлением $2 \cdot 10^4$—$6 \cdot 10^6$ Па и его соединения проверяются с помощью щупа. В щупе имеется два электрода, из которых анод нагрет до 800—900 °С. Если в соединении имеется сквозной дефект, то галогенный газ, просачиваясь через несплошность, засасывается в щуп. Для этого в нем имеется специальный вентилятор, приводимый в движение миниатюрным электродвигателем. Молекулы галогенного газа, попадая в межэлектродное пространство, ионизируются. Ионы, обладая

высоким отрицательным потенциалом, усиливают выход положительных ионов с анода. Изменение анодного тока служит сигналом для отклонения стрелки миллиамперметра или подачи импульса тока на телефон.

Выбор конкретного метода контроля течеисканием во многом определяется его чувствительностью. В табл. 30.1 для сравнения приведена чувствительность рассмотренных методов.

В промышленности применяют статистические методы контроля. Их цель — улучшить управление технологическим процессом сварки или пайки на основе методов математической статистики, повысить его стабильность, а также обеспечить математико-статистический выборочный контроль.

Статистические методы управления качеством и выборочный контроль не исключают применения разрушающих методов контроля, а, наоборот, базируются на статистическом материале, полученном этими методами.

Таблица 30.1. **Чувствительность методов течеискания (в л·Па/с)**

Основной метод	Рабочее тело	Чувствительность
Масс-спектрометрический	Гелий	$1{,}3 \cdot 10^{-3}$
Галогенный	Фреоно-воздушные смеси	13
Пневматический	Воздух, азот (вакуум)	$6{,}5 \cdot 10^{3}$
Химический	Аммиачно-воздушные смеси, углекислый газ	65
Гидравлический	Вода	$6{,}5 \cdot 10^{3}$
Керосиновый	Керосин	$6{,}5 \cdot 10^{2}$
Люминесцентно-гидравлический	Вода + индикатор	6,5

Контрольные вопросы

1. Какие дефекты могут возникать при различных методах сварки и каковы причины их образования?
2. Что такое разрушающие и неразрушающие методы контроля и в чем особенности их применения?
3. Как можно проверить герметичность сварных конструкций?
4. На каких физических принципах основаны радиационный, акустический и магнитный методы контроля?

Раздел 5. Основы размерной обработки заготовок деталей машин

Задачи и способы размерной обработки. Эксплуатационные свойства машин и механизмов в значительной мере определяются точностью изготовления деталей, качеством их рабочих поверхностей. Под точностью изготовления понимают отклонение фактических геометрических размеров и формы поверхности (неплоскостность, конусообразность, перекос и неперпендикулярность осей и т. д.) от предельных значений, указанных в рабочих чертежах. Качество поверхности характеризуется ее шероховатостью, величиной и знаком остаточных напряжений в поверхностном слое, ее структурой и химическим составом. Требования точности и качества назначает конструктор на основе эксплуатационных требований к детали и рекомендаций ГОСТа. Несоблюдение заданных требований точности и качества детали в процессе ее изготовления может стать причиной снижения эксплуатационных свойств, надежности машин и их преждевременного выхода из строя.

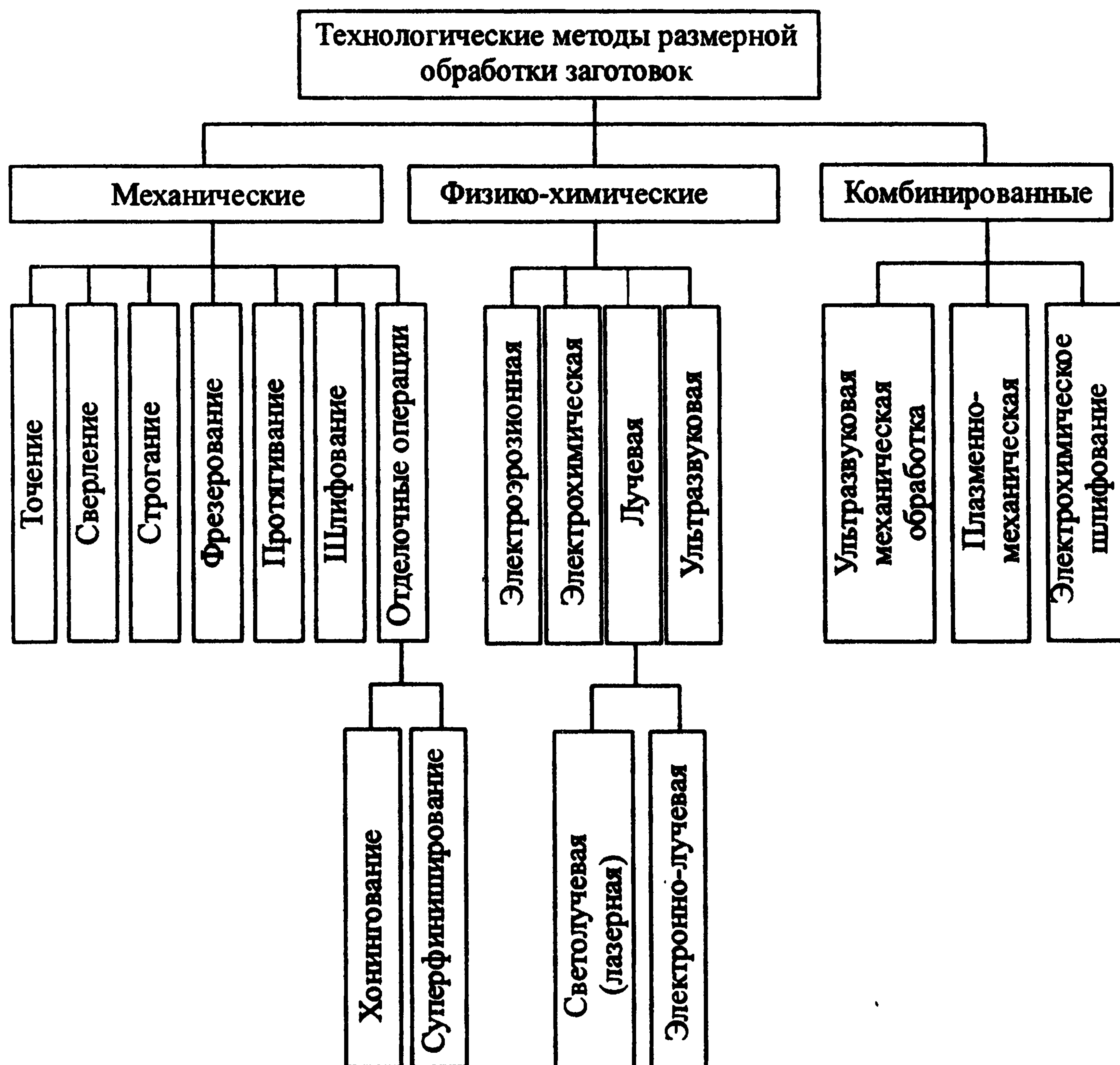
Рассмотренные в предыдущих разделах высокопроизводительные и экономичные способы формообразования деталей методами литья, обработки давлением и способы с применением сварки по своим технологическим возможностям не в состоянии обеспечить заданную точность, необходимую для изготовления большинства деталей машин и механизмов. Поэтому полученные указанными методами изделия используются в качестве заготовок. Эти заготовки изготавливают несколько больших размеров с технологическим припуском. Наличие припуска позволяет методами размерной обработки получать деталь требуемой точности путем управляемого съема металла припуска. Чем точнее изготовлена заготовка, тем меньше требуемая величина припуска и тем ниже трудоемкость последующей размерной обработки заготовки. Многообразие используемых в современных конструкциях деталей различного типоразмера и материала требует применения эффективных способов размерной обработки.

Все способы размерной обработки деталей классифицируют по виду используемой энергии на механические, физико-химические и комбинированные.

Рассматриваемые в настоящем разделе основные способы размерной обработки нашли широкое применение при изготовлении изделий машиностроения и приборостроения (см. схему).

Задачей всех способов размерной обработки является получение деталей требуемых размеров, формы и качества поверхностей, отвечающих требованиям чертежа с максимальной производительностью.

Схема технологических методов размерной обработки деталей машин



Глава 31. Основы механической обработки резанием

Обработка резанием является универсальным методом размерной обработки. Метод позволяет обрабатывать поверхности деталей различной формы и размеров с высокой точностью из наиболее используемых конструкционных материалов. Он обладает малой энергоемкостью и высокой производительностью. Вследствие этого обработка резанием является основным, наиболее используемым в промышленности процессом размерной обработки деталей.

31.1. Сущность и схемы способов обработки

Обработка резанием — это процесс получения детали требуемой геометрической формы, точности размеров, взаиморасположения и шероховатости поверхностей за счет механического срезания с поверхностей заготовки режущим инструментом материала технологического припуска в виде стружки (рис. 31.1).

Основным режущим элементом любого инструмента является режущий клин (рис. 31.1, *а*). Его твердость и прочность должны существенно превосходить твердость и прочность обрабатываемого материала, обеспечивая его режущие свойства. К инструменту прикладывается усилие резания, равное силе сопротивления материала резанию, и сообщается перемещение относительно заготовки со скоростью v. Под действием приложенного усилия режущий клин врезается в заготовку и, разрушая обрабатываемый материал, срезает с поверхности заготовки стружку. Стружка образуется в результате интенсивной упругопластической деформации сжатия материала, приводящей к его разрушению у режущей кромки, и сдвигу в зоне действия максимальных касательных напряжений под углом φ. Величина φ зависит от параметров резания и свойств обрабатываемого материала. Она составляет ~30° к направлению движения резца.

Внешний вид стружки характеризует процессы деформирования и разрушения материала, происходящие при резании. Различают четыре возможных типа образующихся стружек: сливная, суставчатая, элементная и стружка надлома (рис. 31.1, *б*).

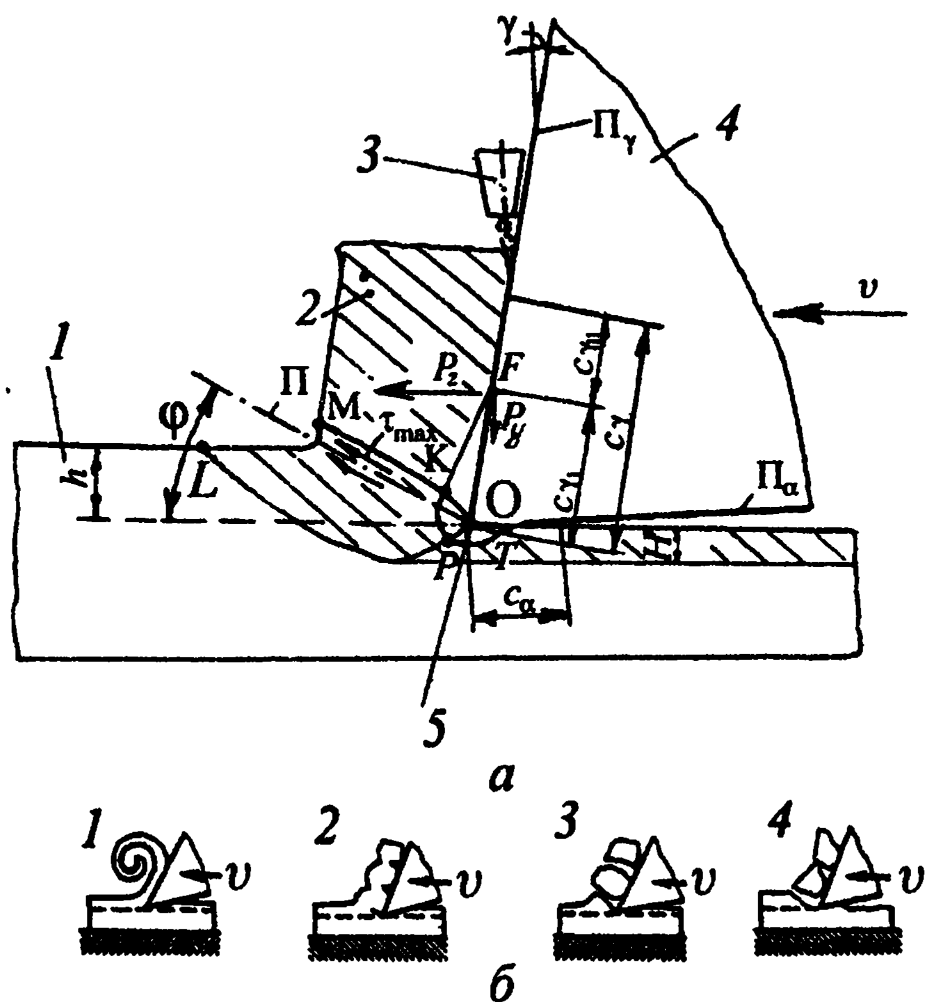


Рис. 31.1. Условная схема процесса резания:
а — *1* — обрабатываемый материал; *2* — стружка; *3* — подача смазочно-охлаждающих средств; *4* — режущий клин; 5 — режущая кромка, φ — угол сдвига, характеризующий положение условной плоскости сдвига (П) относительно плоскости резания; γ — главный передний угол режущего клина; P_z — сила резания; P_y — сила нормального давления инструмента на материал; $C_{\gamma_{II}}$, C_{γ_I} — длины пластического и упругого контактов; C_γ, C_α — длина зон контактного взаимодействия по передней ($П_\gamma$) и задней ($П_\alpha$) поверхностям инструмента; LOM — область главного упругопластического деформирования при стружкообразовании; FKPT — область вторичной контактной упругопластической деформации металла; *h* — глубина резания; *v* — скорость резания; *H* — толщина зоны пластического деформирования (наклепа) металла;
б — типы стружек: *1* — сливная; *2* — суставчатая; *3* — элементная; *4* — надлома

В процессе резания режущий клин, испытывая интенсивное трение, контактирует с материалом стружки и обработанной поверхностью в контактных зонах. Для снижения сил трения и нагрева инструмента применяют принудительное охлаждение зоны резания смазочно-охлаждающими средами (СОС), подавая их в зону резания специальными устройствами.

Детали и инструменты закрепляются в специальных органах станка или приспособлениях. Станок, приспособление, инструмент и деталь образуют силовую систему (СПИД), передающую усилие и движение резания от привода станка режущему инструменту и детали.

Реальные схемы различных способов обработки резанием, используемый инструмент, а также виды движения инструмента и заготовки в процессе обработки приведены на рис. 31.2. В зависимости от используемого типа инструмента способы механической обработки подразделяются на лезвийную и абразивную.

Отличительной особенностью лезвийной обработки является наличие у обрабатываемого инструмента острой режущей кромки определенной геометрической формы, а для абразивной обработки — наличие различным образом ориентированных режущих зерен абразивного инструмента, каждое из которых представляет собой микроклин.

Рассмотрим конструкцию лезвийных инструментов, используемых при резании (рис. 31.3). Инструмент состоит из рабочей части, включающей режущие лезвия, образующие их поверхности, режущие кромки и крепежной части, предназначенной для установки и закрепления в рабочих органах станка.

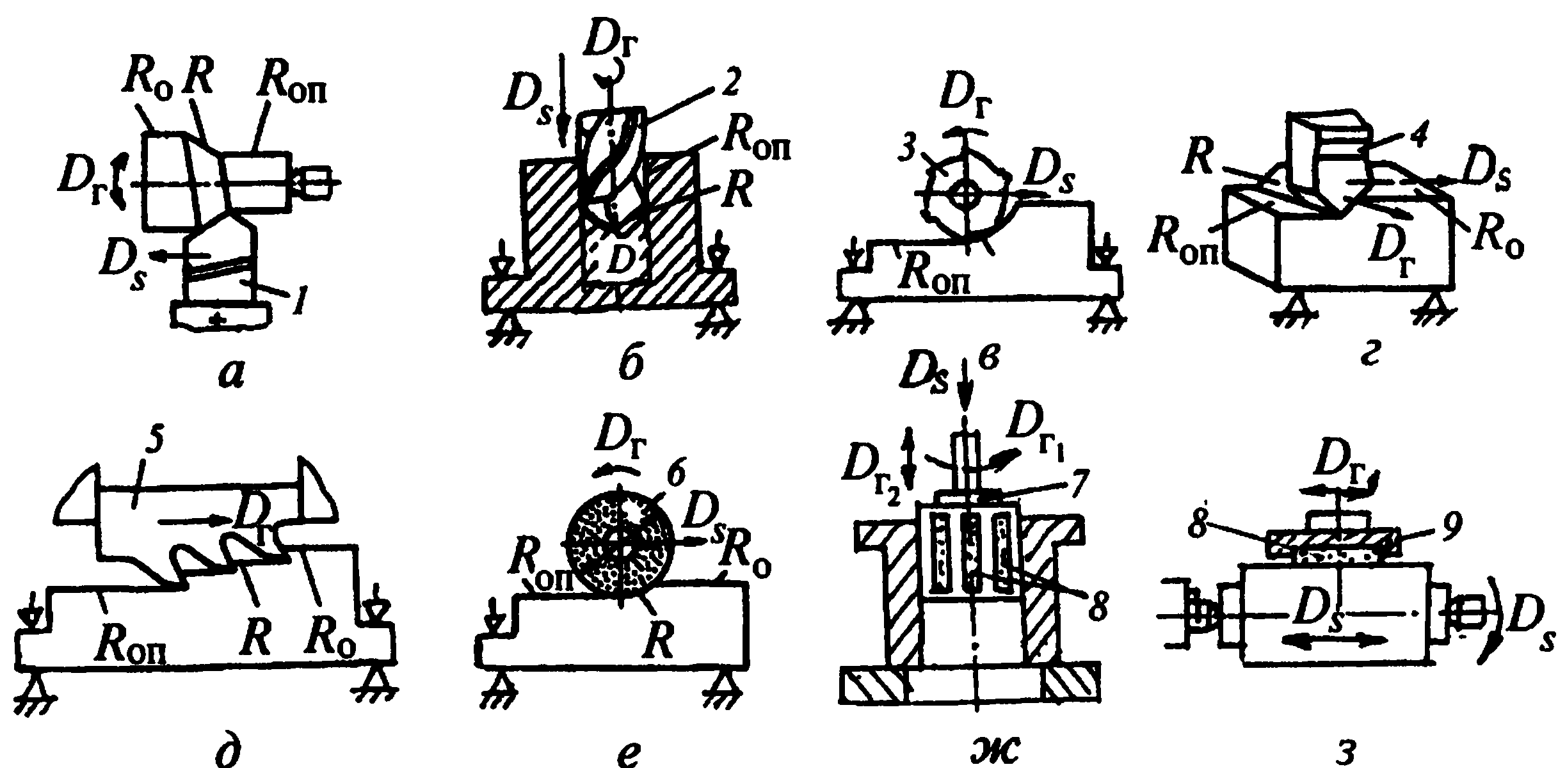


Рис. 31.2. Схемы способов обработки резанием:
а — точение; *б* — сверление; *в* — фрезерование; *г* — строгание; *д* — протягивание; *е* — шлифование; *ж* — хонингование; *з* — суперфиниширование; $D_г$ — главное движение резания; D_s — движение подачи; $R_о$ — обрабатываемая поверхность; R — поверхность резания; $R_{оп}$ — обработанная поверхность; *1* — токарный резец; *2* — сверло; *3* — фреза; *4* — строгальный резец; *5* — протяжка; *6* — абразивный круг; *7* — хон; *8* — бруски; *9* — головка

Основными способами лезвийной обработки являются точение, сверление, фрезерование, строгание и протягивание. К абразивной обработке относятся процессы шлифования, хонингования и суперфиниша.

В основу классификации способов механической обработки заложен вид используемого инструмента и кинематика движений (см. схему на с. 556). Так, в качестве инструмента при точении используются токарные резцы, при сверлении — сверла, при фрезеровании — фрезы, при строгании — строгальные резцы, при протягивании — протяжки, при шлифовании — шлифовальные круги, при хонинговании — хоны, а при суперфинише — абразивные бруски.

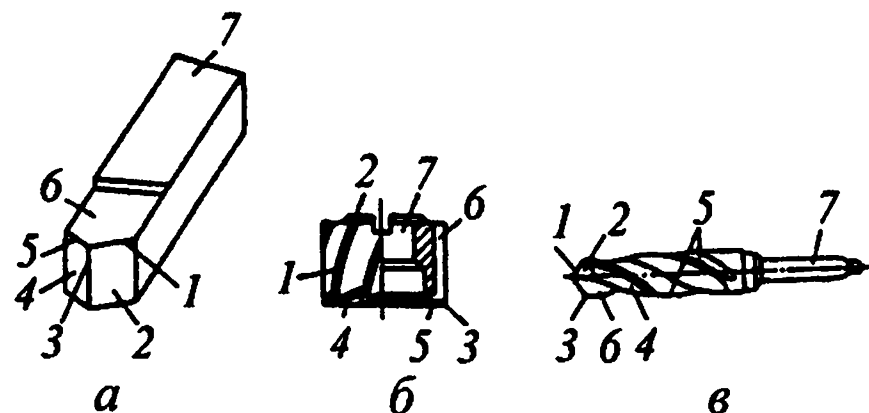


Рис. 31.3. Конструкция и элементы лезвийных режущих инструментов:
а — токарного резца; *б* — фрезы; *в* — сверла; *1* — главная режущая кромка; *2* — главная задняя поверхность; *3* — вершина лезвия; *4* — вспомогательная задняя поверхность лезвия; *5* — вспомогательная режущая кромка; *6* — передняя поверхность; *7* — крепежная часть инструмента

Любой способ обработки включает два движения (см. рис. 31.2): главное — движение резания $D_г$ — и вспомогательное — движение подачи D_s. Главное движение обеспечивает съем металла, а вспомогательное — подачу в зону обработки следующего необработанного участка заготовки. Эти движения осуществляются за счет перемещения заготовки или инструмента. Поэтому при оценках движение инструмента во всех процес-

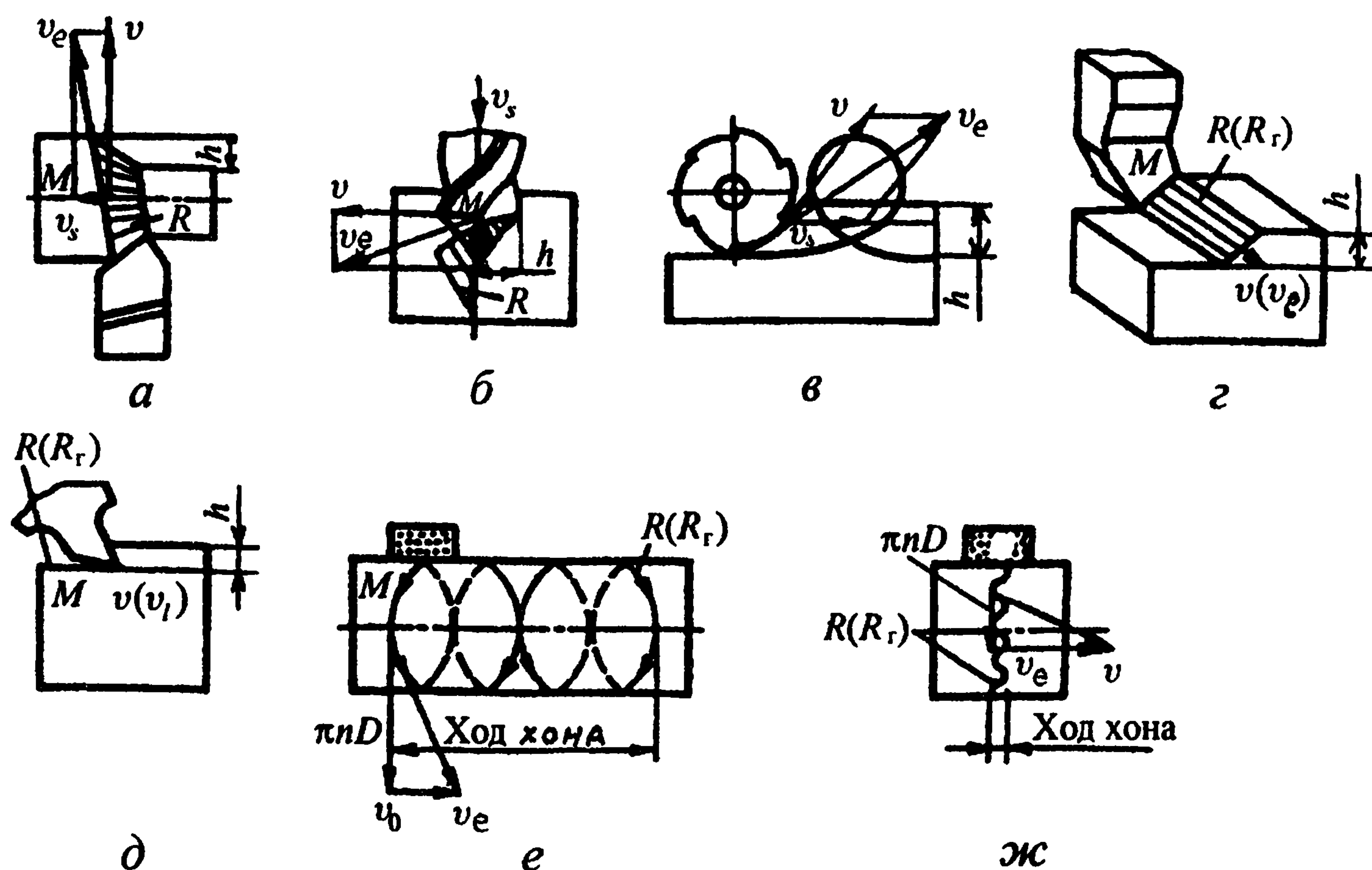


Рис. 31.4. Схемы определения максимальной скорости режущей кромки инструмента v_e, формы поверхности резания R и глубины резания h при обработке:

а — точением; *б* — сверлением; *в* — фрезерованием; *г* — строганием; *д* — протягиванием; *е* — хонингованием; *ж* — суперфинишированием.

сах резания удобно рассматривать при неподвижной заготовке как суммарное (рис. 31.4).

Тогда полная скорость перемещения ($\overline{v}_e$) произвольной точки M режущей кромки складывается из скорости главного движения ($\overline{v}$) и скорости подачи ($\overline{v}_s$): $\overline{v}_e = \overline{v} + \overline{v}_s$.

Поверхность резания R представляет собой поверхность, которую описывает режущая кромка или зерно при осуществлении суммарного движения, включающего главное движение и движение подачи. При точении, сверлении, фрезеровании, шлифовании поверхности резания — пространственные линейчатые, при строгании и протягивании — плоские, совпадающие с поверхностями главного движения; при хонинговании и суперфинишировании они совпадают с поверхностями главного движения.

Поверхности $R_о$ и $R_{оп}$ называются, соответственно, обрабатываемой поверхностью заготовки и обработанной поверхностью детали (см. рис. 31.2).

В процессах точения, сверления, фрезерования и шлифования главное движение и движение подачи выполняются одновременно, а в процессах строгания, хонингования движение подачи выполняется после главного движения.

31.2. Параметры технологического процесса резания

К основным параметрам режима резания относятся скорость главного движения резания, скорость подачи и глубина резания.

Скорость главного движения резания (или скорость резания) определяется максимальной линейной скоростью главного движения режущей кромки инструмента. Эта скорость выражается в м/с.

Если главное движение резания вращательное, как при точении, сверлении, фрезеровании и шлифовании, то скорость резания будет определяться линейной скоростью главного движения наиболее удаленной от оси вращения точки режущей кромки — максимальной линейной скоростью главного движения (см. рис. 31.4): $v = \omega D/2$, где D — максимальный диаметр обрабатываемой поверхности заготовки, определяющий положение наиболее удаленной от оси вращения точки режущей кромки, м; ω — угловая скорость, рад/с.

Выразив угловую скорость ω через частоту вращения шпинделя станка, получим: $v = \pi n D$.

При строгании и протягивании скорость резания v определяется скоростью перемещения строгального резца и протяжки в процессе резания относительно заготовки.

При хонинговании и суперфинишировании скорость резания определяется с учетом осевого перемещения (см. рис. 31.4, *е, ж*) инструмента.

Скорость резания оказывает наибольшее влияние на производительность процесса, стойкость инструмента и качество обработанной поверхности.

Подача инструмента определяется ее скоростью v_s. В технологических расчетах параметров режима при точении, сверлении, фрезеровании и шлифовании используется понятие подачи на один оборот заготовки $S_о$ и выражается в мм/об. Подача на оборот численно соответствует перемещению инструмента за время одного оборота: $S_о = v_s/n$.

При строгании подача определяется на ход резца. При шлифовании подача может указываться на ход или двойной ход инструмента. Подача на зуб при фрезеровании определяется числом зубьев Z инструмента и подачей на оборот: $S_Z = S_о/Z$.

Глубина резания h определяется расстоянием по нормали от обработанной поверхности заготовки до обрабатываемой, мм. Глубину резания задают на каждый рабочий ход инструмента. При точении цилиндрической поверхности глубину резания определяют как полуразность диаметров до и после обработки: $h = (D_{заг} - d)/2$, где d — диаметр обработанной поверхности заготовки, мм.

Величина подачи и глубина резания определяют производительность процесса и оказывают большое влияние на качество обрабатываемой поверхности.

К технологическим параметрам процесса относятся геометрия режущего инструмента, силы резания, производительность обработки и стойкость инструмента.

Геометрические параметры режущего инструмента определяются углами, образуемыми пересечением поверхностей лезвия, а также положением поверхностей режущих лезвий относительно обрабатываемой поверхности и направлением главного движения. Указанные параметры идентичны для различных видов инструмента, что позволяет рассмотреть их на примере резца, используемого при точении.

Углы резца по передним и задним поверхностям измеряют в определенных координатных плоскостях. На рис. 31.5, *а* изображены координатные плоскости при точении, а на рис. 31.5, *б* — углы резца в статике.

Главный передний угол γ — угол между передней поверхностью лезвия и плоскостью, перпендикулярной к плоскости резания; главный задний угол α — угол между задней поверхностью лезвия и плоскостью резания; угол заострения β — угол между передней и задней поверхностями. Из принципа построения углов следует, что $\alpha + \beta + \gamma = \pi/2$.

Угол наклона режущей кромки λ — угол в плоскости резания между режущей кромкой и основной плоскостью.

Углы в плане: главный угол в плане φ — угол в основной плоскости между следом плоскости резания и направлением продольной подачи; вспомо-

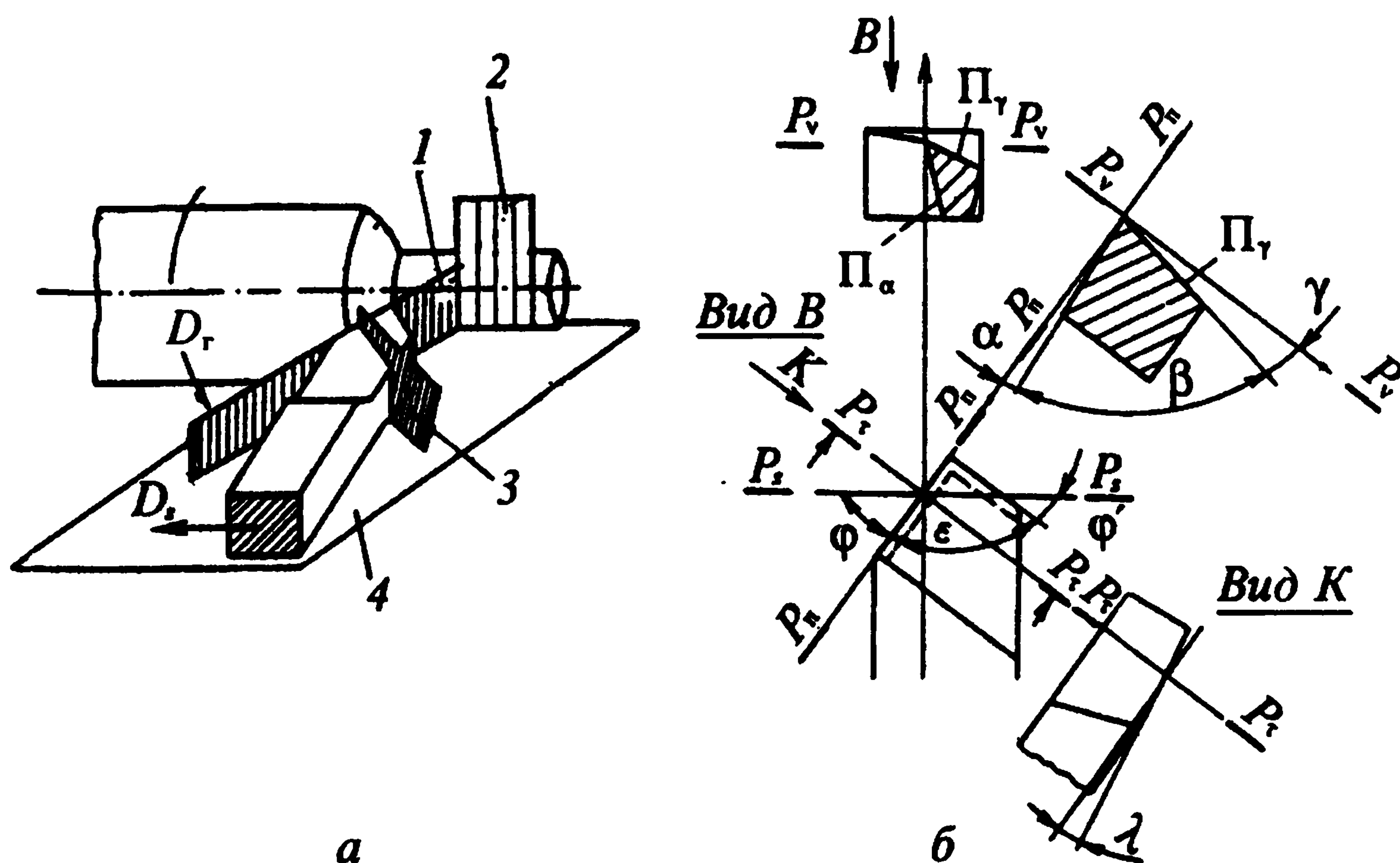


Рис. 31.5. Геометрические параметры токарного резца:

а — координатные плоскости; *б* — углы резца в статике; *1* — плоскость резания P_n; *2* — рабочая плоскость P_s; *3* — главная секущая плоскость P_τ; *4* — основная плоскость P_v

Раздел 5. Основы размерной обработки заготовок деталей машин

Задачи и способы размерной обработки. Эксплуатационные свойства машин и механизмов в значительной мере определяются точностью изготовления деталей, качеством их рабочих поверхностей. Под точностью изготовления понимают отклонение фактических геометрических размеров и формы поверхности (неплоскостность, конусообразность, перекос и неперпендикулярность осей и т. д.) от предельных значений, указанных в рабочих чертежах. Качество поверхности характеризуется ее шероховатостью, величиной и знаком остаточных напряжений в поверхностном слое, ее структурой и химическим составом. Требования точности и качества назначает конструктор на основе эксплуатационных требований к детали и рекомендаций ГОСТа. Несоблюдение заданных требований точности и качества детали в процессе ее изготовления может стать причиной снижения эксплуатационных свойств, надежности машин и их преждевременного выхода из строя.

Рассмотренные в предыдущих разделах высокопроизводительные и экономичные способы формообразования деталей методами литья, обработки давлением и способы с применением сварки по своим технологическим возможностям не в состоянии обеспечить заданную точность, необходимую для изготовления большинства деталей машин и механизмов. Поэтому полученные указанными методами изделия используются в качестве заготовок. Эти заготовки изготавливают несколько больших размеров с технологическим припуском. Наличие припуска позволяет методами размерной обработки получать деталь требуемой точности путем управляемого съема металла припуска. Чем точнее изготовлена заготовка, тем меньше требуемая величина припуска и тем ниже трудоемкость последующей размерной обработки заготовки. Многообразие используемых в современных конструкциях деталей различного типоразмера и материала требует применения эффективных способов размерной обработки.

Все способы размерной обработки деталей классифицируют по виду используемой энергии на механические, физико-химические и комбинированные.

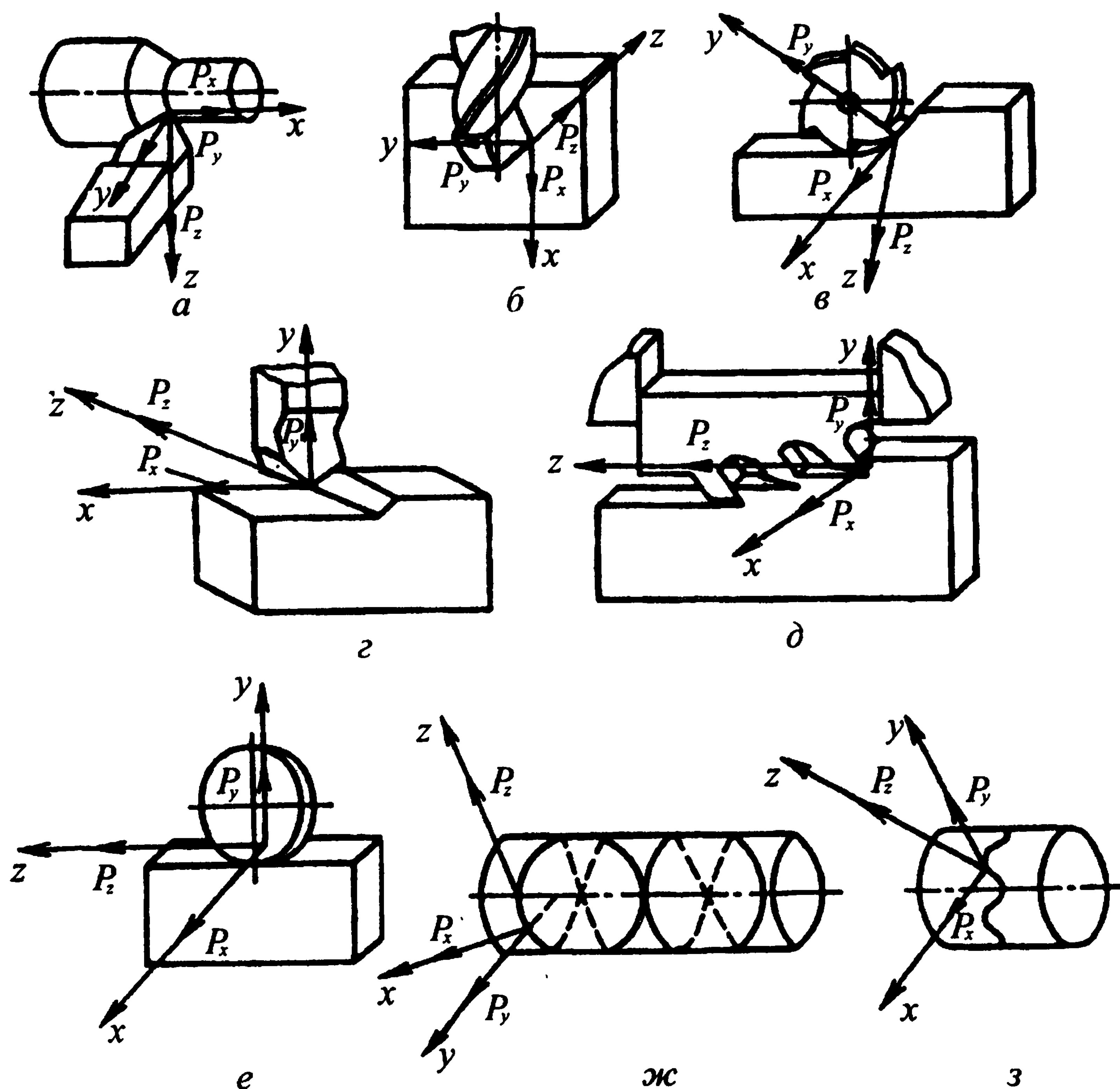


Рис. 31.6. Схема действия сил резания на режущую кромку инструмента в точке, имеющую максимальную скорость перемещения v_e, при обработке:
а — точением; *б* — сверлением; *в* — фрезерованием; *г* — строганием; *д* — протягиванием; *е* — шлифованием; *ж* — хонингованием; *з* — суперфинишированием

товления одной детали равно $T_{шт} = T_о + T_{ин} + T_{всп}$, где $T_о$ — машинное время обработки, затрачиваемое на процесс резания, определяется для каждого технологического способа; $T_{ин}$ — время подвода и отвода инструмента при обработке одной детали; $T_{всп}$ — вспомогательное время установки и настройки инструмента.

Таким образом, производительность обработки резанием в первую очередь определяется машинным временем $T_о$. При токарной обработке, мин: $T_о = La/(ns_оh)$, где L — расчетная длина хода резца, мм; a — величина припуска на обработку, мм.

Отношение a/h характеризует требуемое число проходов инструмента при обработке с глубиной резания h. Поэтому наибольшая производительность будет при обработке с глубиной резания $h = a$, наибольшей подачей $s_о$

и максимальной скоростью резания. Однако при увеличении производительности снижается качество поверхности и повышается износ инструмента. Поэтому при обработке резанием решается задача по установлению максимально допустимой производительности при сохранении требуемого качества поверхности и стойкости инструмента.

31.3. Физико-химические и механические основы процесса резания

Среди физико-химических процессов, определяющих процесс резания, основное значение имеет процесс пластической деформации при образовании стружки. От характера пластической деформации, деформационного упрочнения и разрушения металла при стружкообразовании зависят точность обработки деталей и качество поверхностного слоя. Параллельно со стружкообразованием при резании протекают процессы контактного взаимодействия инструмента со стружкой и обработанной поверхностью, сопровождаемые интенсивным тепловыделением, трением, адгезионным взаимодействием обрабатываемого материала и инструмента. Явления, сопровождающие контактное взаимодействие, существенно влияют на свойства обработанной поверхности, определяют стойкость инструмента и устойчивость процесса резания. Современная теория резания рассматривает процессы стружкообразования, контактных взаимодействий и формирования поверхности детали как единый процесс разрушения и деформирования металла.

На процесс резания, точность и производительность обработки существенное влияние оказывают свойства материала, геометрическая форма и исходная точность поставляемых на обработку заготовок.

Из сопутствующих резанию явлений важнейшее практическое значение имеет износ инструмента, непосредственно влияющий на качество и производительность обработки.

Все происходящие процессы и явления взаимосвязаны и составляют основу технологии обработки резанием. Поэтому рассмотрим их более подробно.

П р о ц е с с у   с т р у ж к о о б р а з о в а н и я, как взаимосвязанному процессу пластического деформирования и разрушения, присущ ряд специфических особенностей: высокие значения действующих напряжений и их неоднородное распределение в деформируемой зоне; высокая скорость деформации — 10^3—10^6 с; упрочнение металла и его разупрочнение в результате интенсивного тепловыделения в зоне обработки.

Упростим рассмотрение процесса деформации и разрушений обрабатываемого металла, используя только дислокационный механизм пластической

деформации, опуская механизм деформации двойникованием, зернограничным проскальзыванием и фрагментацией.

При силовом воздействии режущего клина на поверхности контакта с инструментом в обрабатываемом материале возникают сжимающие напряжения и зарождаются дислокации. Образовавшиеся дислокации перемещаются в глубь металла, размножаются и группируются в полосы скольжения. Скорость распространения дислокационных полос, а следовательно, и скорость пластической деформации пропорциональны действующему напряжению. Так как зерна и плоскость скольжения в каждом зерне ориентированы случайным образом, то картина полос скольжения отражает преимущественное направление действующих сил.

Наибольшее силовое давление со стороны инструмента металл испытывает в направлении скорости резания, меньшую — в глубину заготовки. Соответственно, максимальное значение скорость дислокаций и пластической деформации обеспечивается в направлении скорости резания. Перемещаясь за время деформирования 10^{-2}—10^{-3} с от режущей кромки дислокации, определяют конфигурацию и размеры пластически деформированной зоны (см. рис. 31.1, *а*). В пластически деформируемой зоне условно выделяют следующие области: область опережающего упрочнения обрабатываемого материала впереди режущего клина и область упрочнения ниже плоскости резания.

С увеличением пластичности металла и усилия резания размеры пластически деформируемой зоны при обработке растут. В случае обработки легированных малопластичных материалов упрочняющие фазы, легирующие элементы, являются стопорами дислокации. Поэтому размеры зоны деформации при обработке сокращаются, а усилие резания возрастает. Сокращение зоны деформации наблюдается при обработке на высоких скоростях, что обусловлено превышением скорости резания над скоростью движения дислокационных полос скольжения.

Разность значений действующих напряжений в зоне стружкообразования (см. рис. 31.1, *а*, *LOM*) предопределяют неоднородность процессов деформации. Материал начинает пластически деформироваться на границе зоны *LO*. По мере приближения деформированного объема к режущей кромке деформация и упрочнение металла возрастают и полностью завершаются на границе зоны *KM* деформацией сдвига в области максимальных касательных напряжений под углом φ к направлению движения резца. Движение дислокаций в поле напряжений при пластической деформации вызывает последовательный переход атомов в новое положение. В результате атомы приобретают кинетическую энергию и совершают колебания с большей амплитудой около нового положения равновесия. Таким образом, часть работы, затраченной на перемещение дислокаций, превращается в теплоту. В результате при обработке стали 45 температура металла в конце зоны деформации возрастает до 300 °С, не вызывая его температурного разупрочнения.

Деформация металла в пластически деформируемой зоне непосредственно перед режущей кромкой отличается от рассмотренной тем, что здесь в металле развиваются максимальные напряжения, а деформация стеснена. В результате здесь генерируется максимальное число дислокаций и плотность полос скольжения, они не выходят из зоны, а сливаются с дислокациями в пересекающихся плоскостях скольжения, образуя полостную дислокацию, которая представляет собой субмикротрещину. Достигая критического значения, трещина начинает распространяться перед режущей кромкой при ее перемещении, разрушая металл.

Вид разрушения металла и тип образующейся стружки зависят от пластичности обрабатываемого металла, скорости и температуры резания.

Рассмотрим характер разрушения материала и тип образующейся стружки в зависимости от его пластичности при неизменных скорости и температуре резания. При обработке вязких пластичных материалов плотность дислокаций перед режущим лезвием не достигает критических значений, при которых материал, упрочняясь, охрупчивается, поэтому трещина перемещается одновременно с инструментом в плоскости резания. В результате происходит обтекание металлом режущего клина и формируется сливная стружка. Она представляет собой сплошную ленту без разрывов и больших трещин с гладкой прирезцовой стороной. В том случае, если перед режущим лезвием плотность дислокаций достигает критических значений и материал охрупчивается, перед режущим клином образуется несколько микротрещин. В вязких материалах, у которых на развитие трещины необходимо затрачивать работу, развитие получает только трещина, совпадающая с направлением движения инструмента. При этом трещины, имеющие другие направления, не развиваются, образуя на поверхности обработанной детали сетку микротрещин. В этом случае образуются суставчатые стружки в виде ленты с гладкой прирезцовой стороной и трещинами по краям стружки. В обоих случаях процесс стружкообразования не вызывает изменения сил резания.

В том случае, если при обработке перед режущей кромкой образуется магистральная трещина, скорость движения которой выше скорости резания, она выходит на поверхность стружки, вызывая ее отламывание в виде отдельных изогнутых элементов, такая стружка называется элементной. В этом случае стабильность сил резания нарушается. Формирование элементов стружки сопровождается пульсацией сил резания.

При резании материалов, имеющих хрупкое разрушение, происходит вырывание отдельных частиц, причем образующиеся при этом трещины располагаются как выше, так и ниже плоскости резания. Элементы этой стружки имеют неправильную форму — такой тип стружки называется стружкой надлома. Сила резания при этом постоянно изменяется с высокой частотой.

Таким образом, разрушение материала и отделение стружки происходят в зоне наибольшего предварительного упрочнения и максимальной деформации металла — у вершины режущего лезвия.

Контактное взаимодействие обрабатываемого металла с инструментом при обработке резанием возникает сразу после разрушения металла у вершины режущего лезвия в процессе обтекания металлом передней и задней поверхностей режущего клина. В процессе обтекания формируются контактные области C_α и C_γ (см. рис. 31.1, *а*). В контактной области происходит вторичное деформирование металла путем смятия режущей кромкой; интенсивное трение в условиях высокого давления (до 2000 МПа); локальный нагрев до 1000 °С, обусловленный выделением теплоты при трении. В контакт с инструментом вступают только что образовавшиеся в результате разрушения поверхности обрабатываемого металла.

В результате под действием высоких давлений и температур между относительно перемещающимися поверхностями формируются адгезионные связи.

Прилипание металла к инструменту с формированием устойчивой адгезионной связи обусловлено ювенильным состоянием контактирующих поверхностей, высокими значениями давления и температур, характерными для образования соединений при сварке трением. Прилипающий слой метал.а называют наростом.

Существование нароста обеспечивается, если силы адгезии превышают силы сдвига, стремящиеся срезать налипший слой металла при движении стружки. Образующийся вблизи режущей кромки нарост начинает расти по высоте, одновременно упрочняясь. Теперь контакт и трение обрабатываемого металла происходят с наростом, и при увеличении его высоты ухудшаются условия стока теплоты в инструмент. В результате при высоких скоростях обработки резко возрастает температура в зоне контакта, что ведет к сдвигу налипшего упрочненного слоя и уносу его стружкой. Далее процесс повторяется — рост налипшего металла и сдвиг его с уносом стружкой. Частота срыва зависит от скорости резания и при пульсирующей форме своего существования составляет до нескольких сотен в минуту.

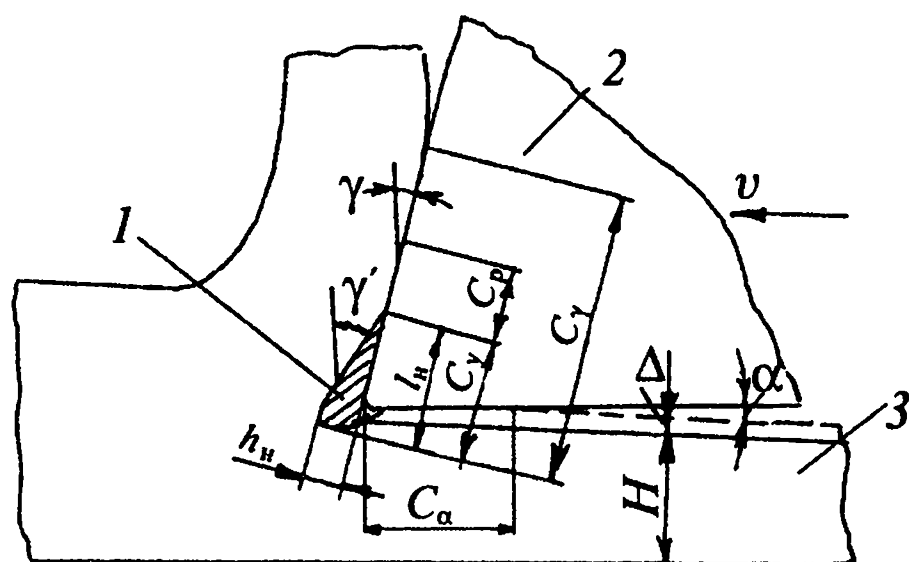


Рис. 31.7. Схема образующегося нароста и его влияние на изменения главного переднего угла (γ), а также на погрешность размера детали:

1 — нарост, *2* — режущий клин; *3* — обрабатываемая деталь, Δ — погрешность размера детали (*H*), обусловленная наростообразованием, $\gamma' > \gamma$ — изменение переднего угла режущего клина, $h_н$, $l_н$ — высота и ширина нароста, $C_у$, $C_р$ — зоны упрочнения и разупрочнения металла в пластическом контакте; C_γ, C_α — общая длина контакта по передней и задней поверхности инструмента

При снижении скорости резания процесс сменяется образованием постоянно существующего нароста, так как снижаются рост температур в контактной зоне и действующее усилие сдвига (рис. 31.7). Нарост представля-

ет собой сильно деформированный металл высокой твердости. Меняя геометрию режущей кромки (увеличивая главный передний угол инструмента), нарост снижает силу резания; обладая высокой твердостью, в 2 — 3 раза превосходящей твердость обрабатываемого металла, предохраняет инструмент от износа. Отрицательное влияние нароста состоит в том, что он увеличивает шероховатость обработанной поверхности и снижает точность формы детали. Пульсирующая форма нароста недопустима, так как при срыве нароста циклически меняется сила резания, вызывая вибрацию СПИД, и, как следствие, снижается качество поверхности детали, кроме того, частицы нароста повышают износ инструмента.

Явления, происходящие при формировании поверхностного слоя детали ниже плоскости резания, представляют наибольший практический интерес, так как именно они определяют качество и точность поверхности детали.

Свойства поверхностного слоя формируются под действием пластической деформации и нагрева обрабатываемого металла в процессе резания (см. рис. 31.1, *а*). В зоне опережающего упрочнения перед режущей кромкой инструмента *LOM* в результате первичной пластической деформации происходит наклеп металла. В результате трения и вторичной деформации при контактировании с задней поверхностью (C_α в зоне *OPT*) инструмента материал испытывает деформации растяжения в тонком поверхностном слое, при этом наклеп металла возрастает до ~15%. Сопутствующий нагрев деформированного металла до температур (0,2—0,3) $T_{пл}$ вызывает возврат, а до температур выше 0,4 $T_{пл}$ — рекристаллизацию с разупрочнением упрочненного слоя. Особенно существенное влияние оказывает нагрев при скоростной лезвийной обработке и шлифовании. Нагрев создает предпосылки для процессов взаимной диффузии обрабатываемого и инструментального материалов и химического взаимодействия с элементами смазочно-охлаждающих веществ.

Кроме того, в результате резания на поверхности формируется микрорельеф (след от резца), а также микротрещины, возникающие при хрупком разрушении металла перед режущим клином.

В результате неизбежного при резании физического контакта с инструментом, силового и теплового воздействия в поверхностном слое, возможно формирование следующих свойств: высокой степени наклепа; наличия значительных остаточных напряжений растяжения, значение которых может достигать 0,8 $\sigma_в$; структуры, отличной от структуры обрабатываемого металла; содержания в металле поверхностного слоя химических элементов материала инструмента и охлаждающей среды.

Современная технология обработки резанием позволяет свести к минимуму нежелательные свойства у обрабатываемой детали, снижающие ее экс-

плуатационные характеристики. Так, снижение наклепа, остаточных напряжений и шероховатости поверхности обеспечивается: регулированием параметров, способствующих снижению сил резания (h, s_o, γ, α); многооперационной обработкой деталей с постепенным снижением сил резания при каждой последующей операции. Эффективным способом снижения структурных изменений и изменений химического состава является использование смазочно-охлаждающих сред. Помимо режима качество поверхности зависит от наследуемых свойств заготовки и вибрации системы СПИД.

31.4. Тепловые процессы в зоне резания и смазочно-охлаждающие среды

Экспериментально установлено, что большая часть работы пластической деформации (до 95%) при резании превращается в теплоту. Зона резания представляет собой сложную систему тепловыделения и термораспределения. В системе участвуют источники теплоты и следующие теплоотводящие объекты: обрабатываемая деталь, резец, стружка, смазочно-охлаждающая среда и окружающее воздушное пространство.

Источником тепловыделения при резании являются: теплота, образующаяся в результате пластического деформирования металла в зоне стружкообразования ($Q_с$); теплота, обусловленная трением стружки о заднюю и переднюю поверхности инструмента ($Q_{кз}$, $Q_{кп}$).

Одновременно с процессом тепловыделения при резании происходит процесс теплообмена за счет теплопроводности и конвекции.

Тепловой баланс процесса резания выражается следующим тождеством:

$$Q_с + Q_{кп} + Q_{кз} = T_о + T_и + T_с + K_ж + K_в ,$$

где $T_о$, $T_и$ и $T_с$ — теплота, отведенная в обрабатываемую деталь, в инструмент и в стружку; $K_ж$ — конвективный теплоообмен с жидкостью; $K_в$ — воздушный теплообмен.

Доля теплоты, отводимая в результате теплооомена, зависит от метода, материала инструмента, режима и условий обработки. Ориентировочные значения отводимой теплоты следующие: стружкой отводится 25—85% выделившейся теплоты, заготовкой — 10—50%, а инструментом — 2—8%. С увеличением скорости резания доля теплоты, отводимой стружкой, возрастает, так как увеличиваются ее объем в единицу времени и температура нагрева.

Явление тепловыделения присуще процессу резания, но отрицательно влияет на стойкость инструмента, точность и качество обработки. Для сни-

жения отрицательного влияния нагрева при механообработке применяют смазочно-охлаждающие среды (СОС). Это жидкости, газы и газообразные вещества и твердые вещества, которые наряду с охлаждением снижают тепловыделение ($Q_{кп}$ и $Q_{кз}$). Наибольшее применение получили жидкие среды (СОЖ): эмульсии; мыльные растворы; масла; масла с добавлением фосфора и серы; керосин и др. Газообразные среды — CO_2, CCl_4; N_2; пары поверхностно-активных веществ; распыленные жидкости и пены. Твердые среды — порошки парафина, битума и мыльные порошки. Применение смазочно-охлаждающих сред позволяет на 10—15% снизить эффективную мощность резания, повысить стойкость режущего инструмента, увеличить точность и снизить шероховатость обработанной поверхности.

Подача смазочно-охлаждающих сред в зону резания осуществляется различными конструктивно-технологическими способами. Это подача жидкости через узкое сопло на переднюю поверхность инструмента; подача струи жидкости тонкой струей под напором со стороны задних поверхностей инструмента; подача распыленных жидкостей со стороны задних поверхностей инструмента; подвод жидкостей через полый инструмент (чаще всего применяют при сверлении глубоких отверстий). Эффективный отвод $Q_{кп}$ при скоростном резании от участка резца, где формируется нарост, обеспечивается увеличением $T_и$ за счет применения теплопроводных инструментальных материалов. При этом инструмент охлаждается СОС.

31.5. Влияние вибрации системы СПИД и технологической наследственности на качество обработанных поверхностей

Влияние вибрации СПИД на процесс резания определяется их частотой и амплитудой. Так, ультразвуковые колебания частотой 18—20 кГц и амплитудой 8—20 мкм вводят в зону резания для улучшения обработки резанием.

В процессе резания возникают низкочастотные (50—500 Гц) и высокочастотные (800—6000 Гц) автоколебания переменной амплитуды в результате упругих деформаций системы СПИД при изменении сил резания. Изменение сил резания обусловлено непостоянством размера припуска, нестабильностью свойств обрабатываемого материала, образованием наростов, элементных стружек и стружек надлома. Низкочастотные колебания вызывают волнистость поверхности детали, а при высокочастотных колебаниях на поверхности образуется рябь, в обоих случаях шероховатость поверхности возрастает. Автоколебания снижают стойкость инструмента, особенно из твердых сплавов, керамики и сверхтвердых материалов. Возникновение автоко-

лебаний предупреждается: выбором режима резания и геометрических параметров инструмента; увеличением точности заготовок и обеспечением постоянства припуска; термической обработкой заготовок. Для снижения автоколебаний увеличивают жесткость станка, инструмента и приспособлений, применяют виброгасители.

В общем балансе погрешностей погрешности, обусловленные вибрацией СПИД, составляют до 30%.

Под *технологической наследственностью* понимают сохранение обработанным изделием свойств и погрешностей, присущих обрабатываемой заготовке. Например, при точении разнотолщинной литой заготовки без предварительного выравнивания ее толщины получаем разнотолщинную деталь.

Количественно технологическая наследственность характеризуется коэффициентом наследования, указывающим степень изменения определенного свойства заготовки после обработки. Например, коэффициент изменения шероховатости R_z^2 после шлифования заготовки, полученной точением и имеющей шероховатость R_z^1, будет равен $K_т = R_z^1/R_z^2$, где 1 и 2 — порядковые номера операций.

Технологическая наследственность может улучшать или снижать эксплуатационные свойства. В каждом отдельном случае требуется изучение физических механизмов наследственности для управления ею. Так, наклеп поверхностного слоя жаропрочного сплава после чистовой обработки возрастает, что объясняется суммированием новых дислокаций с имевшимися до обработки. Поэтому, для предотвращения чрезмерного упрочнения поверхности, перед чистовой обработкой необходимо провести термообработку заготовки — снизить влияние технологической наследственности.

31.6. Инструментальные материалы

Основная роль в срезании стружки при обработке резанием отведена инструменту. В процессе обработки он нагревается, испытывает механические нагрузки и контактное трение с обрабатываемым материалом. В системе СПИД (станок — приспособление — инструмент — деталь) инструмент работает в наиболее тяжелых условиях и от него в первую очередь зависят надежность и качество обработки. Для обеспечения работоспособности инструментальные материалы должны обладать высокими значениями: допустимых напряжений на изгиб, растяжение, сжатие, кручение, удар; твердости режущей части инструмента, обеспечивающей его режущие свойства; теплостойкости, т. е. способности сохранять свою твердость при высоких температурах; износостойкости.

Промышленность выпускает инструментальные материалы, по составу, свойствам и области применения подразделяющиеся на следующие группы: углеродистые и легированные инструментальные стали; высоколегированные инструментальные (быстрорежущие) стали; твердые сплавы; оксидную, оксидно-нитридную, оксидно-карбидную керамику; сверхтвердые инструментальные материалы на основе алмаза и кубического нитрида бора.

1. Инструментальные стали. К этой группе материалов относят высокоуглеродные заэвтектоидные высококачественные стали с содержанием углерода 0,9—1,3 % — это стали У9А, У10А, У12А, У13А. После термообработки они приобретают твердость HRC 62—64, что позволяет использовать их в качестве режущей части инструмента при обработке основных конструкционных сталей, чугуна в отожженном состоянии (твердостью до HRC 32). Однако их низкая теплостойкость (200—250 °С) допускает обработку при скоростях резания не выше 10—15 м/мин. Эти стали используют для изготовления плашек, напильников, метчиков и другого инструмента, работающего с малыми скоростями резания.

Легирование углеродистых сталей небольшим количеством хрома, марганца, вольфрама и кремния повышает износостойкость углеродистых сталей за счет повышения твердости (HRC 66—67,5) в результате образования сложных карбидов и высокой концентрации углерода в мартенсите, однако легированные стали, так же как и углеродистые, обладают низкой теплостойкостью, поэтому из них изготавливают мелкоразмерные сверла, метчики, концевые фрезы и протяжки.

2. Быстрорежущие стали обладают высокой прочностью, ударной вязкостью и трещиностойкостью. Теплостойкость быстрорежущих сталей по сравнению с легированными обеспечивается за счет введения вольфрама, молибдена, ванадия и хрома, образующих сложные карбиды, связывающие почти весь углерод стали. Коагуляция карбидов, снижающая теплостойкость сталей, происходит только при 550—700 °С, что существенно повышает теплостойкость быстрорежущих сталей.

Высокую твердость (HRC 63— 65) и прочность (2,5 ГПа) быстрорежущие стали, легированные вольфрамом, хромом и ванадием, приобретают после термической обработки — закалки и многократного отпуска.

По уровню допустимых скоростей резания быстрорежущие стали делят на две группы:

а) обеспечивающие нормальную производительность — это стали Р18, Р12, Р9 (вольфрамовые) с содержанием вольфрама соответственно от 18 до 9% и стали Р6М5, Р8М5 (вольфрамо-молибденовые) ;

б) обеспечивающие повышенную производительность — это стали Р12Ф3, Р12Ф3М8 (ванадиевые) , Р18Ф2К5, Р6М5К5, Р9М5К5 (кобальтовые), В11М7К23, В4М2К23 (с интерметаллидным упрочением).

Инструменты из сталей первой группы имеют универсальное применение, они используются для обработки конструкционных сталей, чугунов с твердостью 200—280 НВ и цветных металлов нормальной обрабатываемости. Из них изготавливают фасонный инструмент (метчики, протяжки, фрезы и сверла) для машинной обработки. Эти стали обладают хорошей шлифуемостью.

Стали второй группы Р6М5К5, Р18М5Ф2, легированные вольфрамом, молибденом, кобальтом и ванадием, применяют для обработки жаропрочных сталей и сплавов, выполнения черновых операций, в том числе фрезерования. Теплостойкость этих сталей составляет 630—640 °С, а теплопроводность в 1,5 раза выше, чем у сталей первой группы. Они способны воспринимать высокий уровень термомеханических нагрузок, возникающих при обработке титановых и жаропрочных сплавов при точении, фрезеровании, строгании.

Однако у всех быстрорежущих сталей твердость и износостойкость резко снижаются с повышением температуры при увеличении скорости резания.

3. Твердые сплавы являются основным инструментальным материалом, обеспечивающим высокопроизводительную обработку резанием. Инструментом из этих сплавов срезается до 65% всей стружки из-за использования скоростей резания, в 2—3 раза превышающих скорости резания, принятые для инструментов из быстрорежущей стали.

Они представляют собой композиционный материал, состоящий из порошков карбидов титана, вольфрама, тантала, карбонитрида титана и связующей фазы — матрицы, в качестве которой используется кобальт—никель—молибден.

Твердые сплавы обладают высокой твердостью (HRC 82—92) , которая сохраняется, обеспечивая высокие режущие свойства до 700—1000 °С; высокой прочностью при сжатии, но невысокой прочностью при изгибе и ударной вязкостью. Поэтому инструменты из таких материалов пригодны для обработки высокопрочных металлов, включая закаленные стали, и неметаллических материалов типа стеклофарфора, пластмасс и др. Недостатком твердых сплавов является их хрупкость.

По составу и области применения твердые сплавы делятся на четыре основные группы: вольфрамовые (W—Co), титановольфрамовые (WC—TiC—Co), титано-тантало-вольфрамовые (WC—TiC—TaC—Co) и безвольфрамовые (TiC—Ni—Mo, TiCN—Ni—Mo).

В о л ь ф р а м о - к о б а л ь т о в ы е   с п л а в ы (группа ВК) состоят из карбида вольфрама и связующего кобальта в количестве от 3 до 15%. Содержание кобальта в сплаве определяет его вязкость. Наименьшим количеством кобальта и наименьшей вязкостью обладают сплавы ВК2, ВК3, Т30К4, их применяют для срезания тонкой стружки на чистовых операциях. Сплавы типа ВК8, Т14К8, содержащие наибольшее количество кобальта, обладают

наибольшей вязкостью. Их применяют на черновых операциях при снятии стружки большого сечения.

На износостойкость сплавов ВК оказывают влияние содержание карбидов WC и размер карбидного зерна. При уменьшении размеров зерен возрастает износостойкость, но несколько снижается прочность. В обозначения марки сплава с мелким зерном добавляется буква М: ВК3-М, ВК6-М.

Инструмент из сплавов ВК в зависимости от своего состава с успехом используется при обработке чугунов, вольфрамовых, молибденовых, никелевых, титановых сплавов, цветных металлов и сплавов повышенной хрупкости, конструкционных полимерных материалов типа пластмасс, угле- и боропластиков, дерева и др. В то же время они не рекомендуются для резания заготовок из высокоуглеродистых и легированных сталей, так как при этом интенсивно изнашиваются зерна карбида вольфрама.

Титано-вольфрамовые сплавы (группа ТК) по сравнению с со сплавами ВК обладают большей твердостью, тепло- и жаростойкостью, стойкостью к коррозии и окислению, но меньшей теплопроводностью и большей хрупкостью. Сплавы ТК лучше противостоят изнашиванию при обработке сталей, чем сплавы ВК, в то же время прочность удержания зерна карбида в матрице ниже, чем у сплавов ВК. В силу отмеченных отличий инструменты из сплавов ТК применяют при обработке конструкционных сталей на средних и высоких скоростях резания.

Титано-тантало-вольфрамовые сплавы (группа ТТК) состоят из зерен WC, зерен тройных карбидов (Ti, Ta, W) и связующей кобальтовой фазы.

Сплавы ТТК отличаются меньшей хрупкостью, большей прочностью удержания карбидных зерен связкой, лучшей сопротивляемостью высокотемпературной текучести и большим пределом прочности при циклическом характере нагружений, чем сплавы ТК и ВК. Поэтому инструмент, оснащенный режущими пластинами из ТТК, особенно эффективен в процессах прерывистого резания (фрезеровании, строгании, прерывистом точении); для операций черновой обработки с большими сечениями срезаемого слоя и колебаниями припуска. Группа сплавов ТТК применяется при обработке труднообрабатываемых сталей аустенитного класса.

4. Режущая керамика. В настоящее время выпускаются три основных вида керамических инструментальных материалов:

- белая оксидная керамика состоит на 90% из оксида алюминия Al_2O_3 и легирующих добавок (MgO, Zr_2O_2 и др.);

- черная оксидно-карбидная керамика изготавливается из смеси Al_2O_3 (до 60%), TiC (20—40%), ZrO_2 (20—40%) и других карбидов с легирующими добавками;

- керамика на основе нитридов кремния (Si_3N_4), легированная оксидами иттрия, циркония и аммония.

Керамические материалы не имеют связующей металлической фазы, что снижает их разупрочнение при перегреве и делает возможным их применение при высоких скоростях резания. Если предельная скорость резания для твердосплавного инструмента составляет 500—600 м/мин, то для керамического инструмента она увеличивается до 900—1000 м/мин. Недостатками керамических материалов являются их низкая прочность при изгибе (0,3—0,35 ГПа), повышенная хрупкость и низкая теплопроводность.

Высокая термостабильность при температуре до 1400 °С в сочетании с высокой твердостью и сопротивляемостью окислению обеспечили применение керамического инструмента для чистовой обработки заготовок повышенной твердости и прочности на высоких скоростях резания. Керамический инструмент требует использования оборудования и приспособлений высокой жесткости, исключающих вибрацию инструмента.

5. Сверхтвердые материалы (СТМ). Ими принято называть материалы, имеющие твердость по Виккерсу при 20 °С свыше 35 ГПа. Это пластины на основе поликристаллических алмазов, кубического и гексагонального нитрида бора. На основе нитрида бора широко используется эльбор Р, полученный в виде поликристаллов. По твердости он уступает только алмазу, а его теплостойкость в два раза выше теплостойкости алмаза (~1600 °С).

Для кубического нитрида бора (КНБ) характерны высокая химическая устойчивость, термостабильность при 1450 °С. Однако сравнительно низкая прочность и повышенная хрупкость КНБ позволяют применять инструмент только для чистовой обработки заготовок из хрупких, твердых материалов при ограниченном сечении срезаемого материала и повышенной жесткости СПИД. Применение инструмента из КНБ для чистовой обработки высокопрочных чугунов, закаленных сталей (HRC > 40) и некоторых сплавов позволяет в 10—20 раз повысить скорость резания этих материалов по сравнению с обработкой твердосплавным инструментом.

СТМ на основе алмаза по технологии производства делятся на две группы: поликристаллы алмаза, получаемые фазовым переходом графита в алмаз и получаемые спеканием алмазных зерен.

К первой группе относятся карбонадо (АСПК) и баллас (АСБ); ко второй группе — СВБН, карбонит и СКМ.

Поликристаллы впаивают или механически закрепляют в инструментах, изготавливая резцы, торцевые фрезы и другие инструменты. Алмазные резцы широко используются при тонком точении или растачивании заготовок из сплавов алюминия, бронз, латуней и неметаллических материалов. Кроме того, они применяются для обработки заготовок из твердых материалов, германия, кремния, полупроводниковых материалов, керамики, жаропрочных сталей и сплавов. Обработку ведут со скоростями резания до 1200 м/мин. Поверхности деталей, обработанные в этих условиях, имеют низкую шероховатость и высокую точность размеров.

31.7. Износ режущего инструмента. Параметры износа

В процессе резания происходит затупление режущей кромки инструмента, снижающее его режущие свойства. При затуплении нарушаются условия стружкообразования, возрастают силы резания, ухудшаются точность обработки и качество обработанной поверхности.

Затупление режущей кромки обусловливается ее износом (рис. 31.8). По механизму затупления режущей кромки условно выделяют следующие виды износа инструмента: макро- и микросколы, пластическая деформация, абразивно-механический, абразивно-химический, адгезионно-усталостный и диффузионный.

Хрупкие микросколы возникают в твердосплавном инструменте из-за попадания в зону обработки крупных частиц повышенной твердости. Это может быть неустойчивая часть нароста или частицы оксидов и формовочных смесей при резании отливок и поковок.

Макросколы режущей кромки возникают под действием изгибающих напряжений, превышающих допустимые, особенно при ударных нагрузках.

Пластическая деформация. В процессе резания инструментами из быстрорежущих и углеродистых сталей наблюдается пластическое деформирование режущего клина, приводящее к опусканию передней и выпучиванию задней поверхности. В результате опускания передней поверхности изменяется передний угол и, соответственно, условия резания (рис. 31.8, *г*).

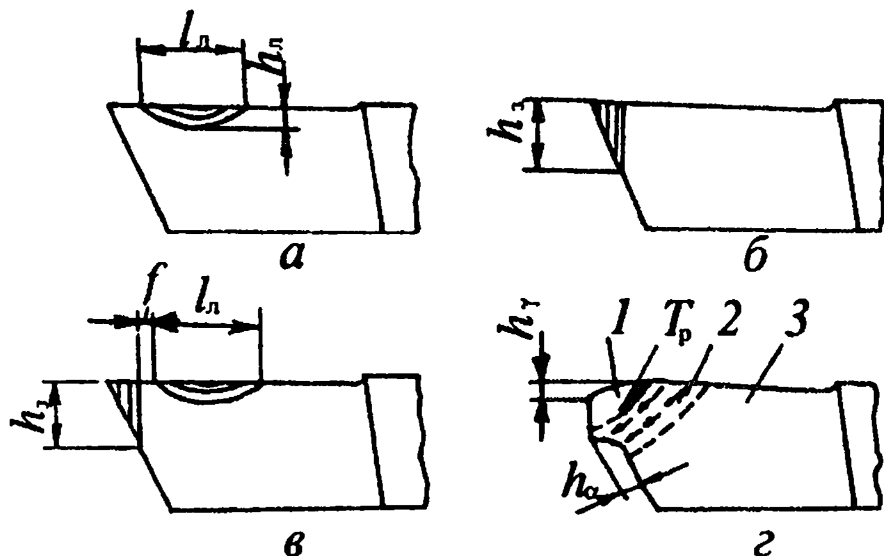


Рис. 31.8. Характер износа режущего клина: *а* — износ по передней поверхности, *б* — износ по задней поверхности, *в* — износ по передней и задней поверхностям; *г* — пластическая деформация; *1,3* — зоны упругой деформации; *2* — зона ползучести; $l_л$, $h_л$ — длина и глубина лунки; *f* — размер фаски; $h_γ$, $h_α$ — размер опускания передней поверхности и выпучивания по задней поверхности; $h_з$ — длина площадки износа, *Тр* — трещина (скол)

Ползучесть и разрушение режущей кромки. Деформирование режущего клина в результате пластической деформации металла происходит в зоне изотерм, которые простираются от передней к задней поверхности инструмента (рис. 31.8, *г*). По этим изотермам (350—500 °С) и при постоянной нагрузке на инструмент наблюдается процесс ползучести.

В результате ползучести материала в зоне *2* на границе с зонами *1* и *3* накапливаются высокие степени деформаций. Происходит дислокационное упрочнение, вызывающее хрупкое разрушение

твердосплавного инструмента на границе зон *1* и *2*. Длительность работы инструмента до скола увеличивают снижением интенсивности процесса ползучести за счет увеличения сечения режущего клина, повышения твердости кобальтовой связки при легировании вольфрамом, увеличения теплопроводности твердого сплава.

Абразивно-механический износ инструмента обусловлен микроцарапанием и разрушением передней и задней поверхностей инструмента твердыми компонентами обрабатываемого материала (карбидами, нитридами, упрочняющими интерметаллидными фазами, оксидами) и мелкими частицами периодически разрушающегося нароста. Абразивному изнашиванию подвергается инструмент из углеродистых, легированных, инструментальных, а также быстрорежущих сталей.

Абразивно-химический износ инструмента происходит, когда в составе СОЖ содержатся химически активные вещества, ослабляющие поверхностное напряжение инструментального материала. В результате облегчается процесс абразивного разрушения материала при микроцарапании.

При нагреве твердых сплавов до 600—800 °С происходит поверхностное окисление кобальтовой фазы, карбидов вольфрама и титана с образованием поверхностных пленок, твердость которых в 40—50 раз меньше твердости исходного материала. Это создает условия для более интенсивного абразивно-химического изнашивания.

Адгезионно-усталостное изнашивание инструмента является результатом схватывания инструментального и обрабатываемого материала с последующим вырывом частиц инструментального материала. Наиболее активно адгезионное изнашивание протекает при температуре 0,35—0,5 от температуры плавления материала инструмента и невысокой разности твердостей инструментального и обрабатываемого материалов.

Периодически повторяющееся схватывание и разрушение адгезионных связей вызывает циклическое нагружение контактных слоев инструментального материала, приводящее к его усталости. Развитие усталостных процессов ведет к последующему разрушению металла в виде выкрашивания и сколов. В этих условиях инструментальный материал, обладающий высокими значениями циклической прочности и ударной вязкости, лучше сопротивляется адгезионному изнашиванию.

Диффузионное изнашивание инструмента протекает при таких условиях резания, когда между обрабатываемым и инструментальным материалами устанавливаются устойчивые адгезионные связи и при температурах выше 850 °С происходит взаимная диффузия инструментального и обрабатываемого материалов. Этот вид изнашивания в большей степени характерен при обработке инструментом из твердых сплавов, металлокерамики и алмазным инструментом. При высокотемпературном контактном

взаимодействии происходят следующие процессы: диссоциация карбидов и последующая диффузия их элементов (C, W, Ti) в обрабатываемый материал, т. е. происходит прямое диффузионное растворение; встречная диффузия металлических элементов обрабатываемого материала в связующую фазу твердых сплавов, вызывающая ее разрушение.

В процессе резания с поверхностями инструмента контактируют всегда новые участки стружки и обрабатываемой поверхности детали, что поддерживает перепад концентраций компонентов, способствуя высокой скорости диффузионного изнашивания инструмента.

Реально на практике затупление режущего инструмента происходит в результате одновременно протекающих различных видов износа и пластического деформирования режущей кромки. Так, при резании быстрорежущим инструментом затупление происходит в результате абразивного, адгезионного износа и пластической деформации режущей кромки.

Параметры износа и стойкости режущего инструмента характеризуют степень допустимого износа инструмента и время его работы до замены или переточки. Они относятся к основным технологическим параметрам процесса резания.

За критерий оптимального износа лезвийного инструмента принимают значение износа по задней поверхности (см. рис. 31.8, *б*), обеспечивающее максимальный срок службы инструмента при сохранении режущих свойств, он обозначается $h_{зо}$ [мм].

Зависимость износа инструмента от времени обработки при фиксированной скорости резания приведенная на рис. 31.9, показывает, что износ во времени описывается нелинейной функцией и его можно разбить на три периода: участок быстрого износа режущей кромки называют периодом приработки (*I*); участок, при котором скорость затупления является минимальной, называют периодом нормального износа (*II*); участок, при котором происходит усиленный износ, заканчивающийся посадкой (затуплением) инструмента, называют периодом усиленного износа (*III*).

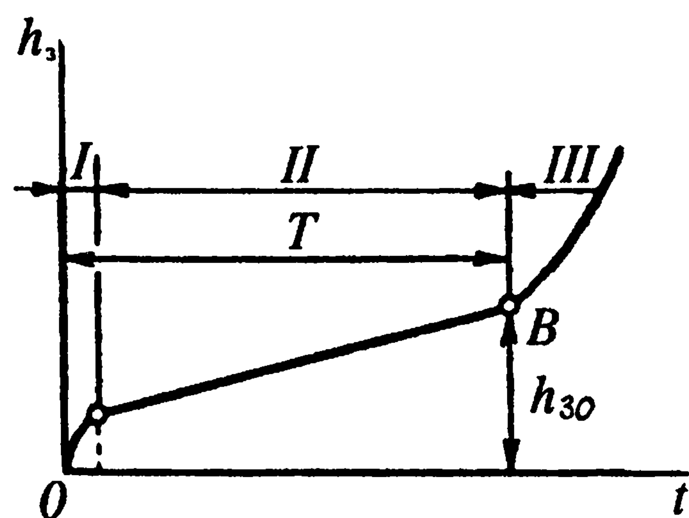


Рис. 31.9. Зависимость износа от времени обработки:
I — участок приработки; *II* — период нормального износа; *III* — период усиленного износа; $h_з$ — длина износа; *T* — стойкость инструмента

Условия экстремума функции $h_з = f(t)$ выполняются в точке *B* с минимальным значением износа $h_{зо}$, при котором срок службы инструмента получается наибольшим, равным *T*. Под стойкостью инструмента *T* понимают время его работы между двумя переточками. Стойкость токарных резцов колеблется от 30 до 90 мин. Суммарный период полной стойкости инструмента *M*, с учетом чис-

ла переточек K за весь период эксплуатации, определяется по формуле $M = TK$.

Стойкость инструмента, так же как и его износ, в наибольшей степени зависит от скорости резания, определяющей температуру в зоне резания. Эта зависимость выражается степенным законом:

$$Tv^m = C = \text{const}, \tag{31.1}$$

где C — эмпирическая константа; m — показатель, учитывающий материал инструмента и обрабатываемой детали.

Для твердосплавного инструмента при обработке сталей и алюминиевых сплавов он составляет m = 5; 3, а для быстрорежущих инструментальных сталей при обработке сталей, медных и алюминиевых сплавов он составляет соответственно 8; 6; 3. Если экспериментально установлено, что максимальная стойкость T_0 обеспечивается при скорости резания v_0, тогда стойкость при скорости v из выражения (31.1) можно записать в виде:

$$T = T_0(v_0/v)^m. \tag{31.2}$$

Из (31.2) следует, что увеличение скорости резания v по сравнению со скоростью v_0 ведет к существенному снижению стойкости T. Поэтому выбор скорости резания существенно влияет на стойкость инструмента.

31.8. Определение параметров оптимального режима резания

Из вышесказанного следует, что при обработке резанием происходят сложные процессы, сопровождающиеся изменением температуры, структурными превращениями в обрабатываемых и режущих материалах, зависящие друг от друга. На сегодняшний день эти зависимости и закономерности пока не нашли строгого аналитического решения, поэтому в теории резания используют эмпирические формулы. Параметры оптимального режима резания определяются с учетом стойкости инструмента, качества и производительности обработки. В справочной литературе на сегодняшний день приведены эмпирические формулы для определения параметров процесса для каждого способа механической обработки.

Рассмотрим основные формулы, позволяющие определить параметры процесса на примере обработки заготовки точением.

Расчет усилия резания производится по формуле

$$P_z = C_p h^{X_p} s^{Y_p} v^n, \tag{31.3}$$

где C_p, X_p, Y_p, n — коэффициенты, характеризующие материал детали, резца и вид токарной обработки, определяются по справочникам. Значения глубины резания h, подачи s и скорости резания v назначают из условия оптимизации.

По аналогичным формулам рассчитывают усилия P_x и P_y, которые можно принять равными $P_x = 0{,}4P_z$ и $P_y = 0{,}3P_z$.

Мощность резания (кВт) определяют по формуле

$$N_z = \frac{P_z v}{60} 10^{-3}. \qquad (31.4)$$

Параметры обработки и стойкость резца T связаны между собой следующей эмпирической формулой:

$$v = C_v / (T^m h^{X_v} s^{Y_v}), \qquad (31.5)$$

где C_v — коэффициент, характеризующий вид и условия обработки, учитывающий материал изделия и резца; X_v, Y_v, m — показатели, зависящие от свойств обрабатываемого материала, материала резца и вида обработки.

За оптимальный режим резания для конкретного вида обработки и детали принимается наилучшее сочетание параметров резания, обеспечивающее максимальную производительность и качество обработанной поверхности. Как правило, этот режим соответствует и наибольшей экономичности обработки.

Рассмотрим схему определения оптимального режима резания применительно к черновой обработке точением. Вначале задаются глубиной резания. Так как глубина резания не является определяющим фактором стойкости инструмента и качества поверхности, стремятся весь припуск срезать за один проход, тем самым увеличивая производительность точения. Если требования точности и возможности станка не допускают этого, то припуск срезается за два прохода. При первом (черновом) проходе снимается 80% припуска, а при чистовых проходах — остальные 20%. Затем, пользуясь нормативными справочными данными, выбирают станок, инструмент и максимальную подачу s, обеспечивающую заданную шероховатость поверхности R_a с учетом мощности станка, жесткости и динамических характеристик СПИД. После этого определяется скорость резания. Скорость главного движения резания оценивается по эмпирической формуле (31.5), связывающей все параметры обработки. Стойкость резца T задается по справочным значениям исходя из обеспечения допустимого значения износа для инструмента из выбранного материала. После вычисления скорости резания определяется соответствующая этой скорости частота вращения шпинделя станка, м/с: $n = 1000v/(60\pi D_{заг})$.

Затем рассчитываются усилие резания P_z по формуле (31.3) и величина прогиба заготовки z от силы P_z, после чего определяют ожидаемую точность размера. Если величина прогиба $2z > 0{,}3\delta$, где δ — заданный допуск на обрабатываемый диаметр заготовки, то расчет повторяется при новой, изменен-

ной, величине подачи. Все расчеты выполняют по программе на компьютерах, в память которых вводятся база справочных данных и эмпирические формулы. Выбранный таким образом режим обработки обеспечивает максимальную производительность точения при заданных значениях точности детали и шероховатости ее поверхности.

В табл. 31.1 приведены значения производительности, характеристики упрочнения поверхностного слоя и среднее арифметическое отклонение микропрофиля обработанной поверхности для различных материалов и методов обработки на оптимальных режимах.

Таблица 31.1. **Характеристики производительности и состояния поверхностного слоя после обработки резанием**

Способ обработки	Характеристики слоя	Сплавы			
		титановые	алюминиевые	жаропрочные	тугоплавкие
Точение	Скорость резания, м/с	До 2,1	До 1,7	До 0,93	До 2
	Производительность, $см^3/с$	До 4,2	До 7,5	До 0,7	До 0,35
	Степень наклепа, %	8—45	20—120	20—99	54—77
	Глубина наклепа, мкм	60—250	10—140	40—260	48—55
	Высота микронеровностей, мкм	2,5—0,63	0,63—0,04	2,5—1,5	10—2,5
Фрезерование	Скорость резания, м/с	До 3,4	До 4,2	До 3,6	—
	Производительность, $см^3/с$	До 1,5	До $2{,}5\cdot10^3$	До 1,2	—
	Степень наклепа, %	8—45	30—130	22—50	40—100
	Глубина наклепа, мкм	60—250	30—150	25—100	20—180
	Высота микронеровностей, мкм	2,5—0,63	2,5—1,25	5—2,5	10—5
Шлифование	Скорость резания м/с	До 35	—	До 35	До 3
	Производительность, $см^3/с$	До 0,07	—	До 0,09	До 0,15
	Степень наклепа, %	8—60	—	15—48	11—59
	Глубина наклепа, мкм	40—190	—	20—100	8—55
	Высота микронеровностей, мкм	1,25—0,63	—	1,25—0,16	0,63—0,08

31.9. Металлорежущие станки

Обработка ведется на металлорежущих станках, обеспечивающих: необходимое усилие резания; регулируемое относительное перемещение инструмента и детали в пространстве с требуемой скоростью, позволяющей получить детали требуемых геометрических форм и размеров с высокой производительностью обработки; жесткое закрепление детали и инструмента, фиксирующее их положение при возмущающих усилиях обработки, что обеспечивает точность размеров и шероховатость обрабатываемых поверхностей.

По технологическому методу обработки станки делят на токарные, сверлильные, фрезерные, шлифовальные и др. По этой схеме все металлорежущие станки разделены на десять групп.

По степени универсальности различают станки универсальные, широкого применения, специализированные и специальные.

Универсальные станки предназначены для обработки деталей широкой номенклатуры и могут выполнять ряд операций. Станки широкого применения предназначены для выполнения определенного вида работ для широкого круга заготовок. Специализированные станки служат для обработки деталей, сходных по конфигурации, но имеющих различные размеры. Специальные станки предназначены для обработки деталей одного типоразмера.

По степени автоматизации станки различают: с ручным управлением, полуавтоматы, автоматы и станки с программным управлением.

По точности установлено пять классов станков: Н — нормальной, П — повышенной, В — высокой, А — особо высокой, С — особо точные станки.

Основную группу составляют станки, предназначенные для изготовления деталей 6—9-го квалитета.

Функциональные элементы станков. Рабочими органами станка являются устройства, обеспечивающие закрепление заготовки и относительное перемещение заготовки и инструмента. У токарного станка это шпиндель с патроном и суппорт.

Электрический или гидравлический двигатель с комплексом механизмов, передающих движение от электродвигателя к рабочим органам станка, называют приводом станка. Различают приводы рабочих, вспомогательных и установочных перемещений заготовки и инструмента. Рабочими движениями называют главное движение и движение подачи, вспомогательными и установочными — движения, служащие для транспортирования и зажима заготовки или инструмента, подвода и отвода рабочих органов станка и т. п. В станках с числовым программным управлением (ЧПУ) каждое движение осуществляется от индивидуального электрического или гидравлического привода. В качестве привода главного движения в станках с ЧПУ используют электродвигатели постоянного тока с тиристорной схемой управления и

двух-, четырехступенчатыми коробками скоростей. Это обеспечивает регулировку частот вращения шпинделя в диапазоне, необходимом для управления скоростью резания. В приводах движения подачи этих станков используют высокомоментные электродвигатели в сочетании с встроенными тахогенераторами, что обеспечивает бесступенчатую регулировку

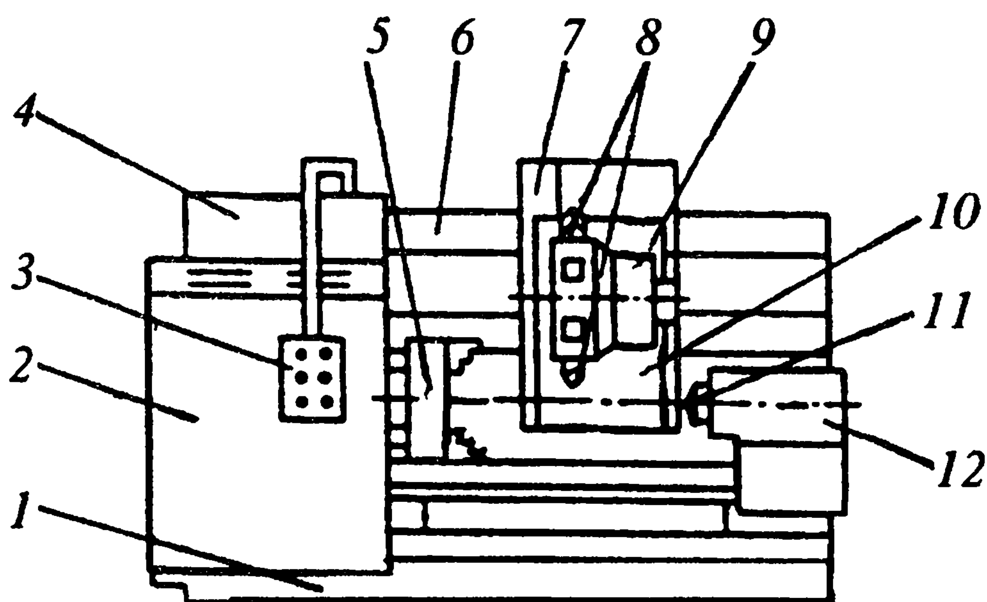


Рис. 31.10. Схема токарного станка с ЧПУ

перемещения суппортов и столов станка. В конструкциях приводов станков широко используются различные виды передач, к основным типам передач относятся ременная, цепная, зубчатая, червячная, реечная и винтовая. Передачей называют механизм, передающий движение или преобразующий одно движение в другое (например, вращательное движение винта в поступательное движение гайки) и осуществляющий изменение скорости движения.

Общий вид токарного станка с ЧПУ и его основные элементы приведены на рис. 31.10. Жесткость и фиксацию неподвижных элементов станка (передней бабки *2* и направляющих *6* для перемещения задней бабки и суппорта) обеспечивает станина *1*. В неподвижной передней бабке размещаются: привод главного движения детали с закрепленным на шпинделе приспособлением *5*, обеспечивающим ее движение со скоростью резания; приводы продольной подачи суппорта *7* и привод поперечной подачи инструмента *8* с револьверной головкой *9*, перемещающейся по салазкам *10* суппорта. Передача движений суппорту и револьверной головке с резцом осуществляется от соответствующих приводов с помощью зубчатых и винтовых передач. Револьверная головка снабжена приводом с червячной передачей, обеспечивающей при вращении автоматическую смену инструмента. В задней бабке *12* размешена пиноль с центром *11*. Пиноль задней бабки имеет гидравлический привод и служит для поджима торца длинномерных деталей в процессе обработки. Управляющая аппаратура и ЧПУ размещены в шкафу *4*, управляемом с пульта *3*.

Автоматизацию процесса резания обеспечило применение станков с числовым программным управлением (ЧПУ). Преимущество станков с ЧПУ состоит, прежде всего, в сокращении вспомогательного времени обработки и устранении погрешностей обработки, вызванных недостаточной квалификацией рабочего. Значительным этапом автоматизации механической обработки явилось создание многооперационных станков. Многооперационные станки представляют собой станки с ЧПУ, дополнительно оснащенные передающейся шпиндельной бабкой, столами координатного перемещения и по-

ворота оси детали на необходимый угол, устройствами (магазинами) для размещения и автоматической замены инструмента. Это позволило последовательно выполнять большое число операций обработки разными режущими инструментами без снятия заготовки со станка при одной базе, тем самым снизив погрешности обработки, вызванные установкой детали. В магазинах станка размещается до 300 инструментов. Режущий инструмент подается в рабочее положение с помощью руки-манипулятора по заданной программе. Такие станки позволяют обрабатывать сложные корпусные детали с четырех-пяти сторон, проводя сверление, фрезерование, растачивание и т. д. и превращая заготовку в готовую деталь без съема со станка. Система программного управления производит необходимое изменение режима обработки, управляет вспомогательными движениями рабочих органов, подачей смазочно-охлаждающей жидкости, контролем и рядом других команд.

В современном серийном производстве все большее применение находят гибкие производственные системы (ГПС). Они состоят из исполнительной и единой управляющей системы. Исполнительная система включает станки, роботы, устройства для транспортирования заготовок деталей и отходов производства, контрольно-измерительные устройства, склады заготовок и готовой продукции. Все элементы исполнительной системы программно управляемы. Единая управляющая система состоит из средств вычислительной техники, которые управляют как отдельными станками, роботами и технологическими установками, так и всем производством в целом.

31.10. Технологические возможности и область применения способов резания

Точение является основным способом обработки поверхностей тел вращения (см. рис. 31.2, *а*). Процесс резания осуществляется на токарных станках при вращении обрабатываемой заготовки (главное движение) и перемещении резца (движение подачи). С помощью точения выполняют операции: обтачивание — обработку наружных поверхностей; растачивание — обработку внутренних поверхностей; подрезание — обработку торцевых поверхностей; резку — разрезание заготовки на части; резьбонарезание — нарезание резьбы.

По технологическим возможностям точение условно подразделяется на: черновое; получистовое; чистовое; тонкое. К черновому точению относят обдирку, отрезку и подрезку торцов заготовок. Обычно черновое точение используют для предварительной обработки заготовок. Чистовое обтачивание и растачивание обеспечивают обработку по 10—8-му квалитету и шеро-

ховатость поверхности $^{Rz40}\surd$—$^{Rz20}\surd$. Тонкое точение позволяет при обтачивании получить 6—7-й квалитет и шероховатость $^{1,6}\surd$. При точении параметры резания определяются скоростью резания v, подачей s_0 и глубиной резания h.

В качестве режущего инструмента при точении используются резцы (см. рис. 31.3, *а*). Головку резца изготавливают из инструментальных, быстрорежущих сталей, твердых сплавов, минералокерамики и сверхтвердых материалов; стержень изготавливают из конструкционной стали.

Резцы классифицируют по материалу режущей головки, ее форме (прямые, отогнутые, изогнутые, оттянутые), виду выполняемой операции (проходные, отрезные и т. п.), виду точения (черновые, чистовые).

К конструкциям деталей, обрабатываемых точением, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность при обработке. Технологичной является конструкция детали, масса которой уравновешена относительно оси вращения, отсутствуют нежесткие валы и втулки; в чертеже детали используются одинаковые радиусы скруглений; режущий инструмент имеет свободный вход и выход из материала заготовки: отсутствуют фасонные поверхности, требующие изготовления фасонных резцов; диаметры ступеней ступенчатых валов располагаются по возрастающей степени; участки вала или отверстия, имеющие один и тот же размер, но разный допуск, разделены кольцевой разделительной канавкой.

Сверление является основным способом получения глухих и сквозных цилиндрических отверстий в сплошном материале заготовки (см. рис. 31.2, *б*). В качестве инструмента при сверлении используется сверло (см. рис. 31.3, *в*), имеющее две главные режущие кромки, переднюю кромку и две винтовые канавки, служащие для удаления стружки. Для сверления используются сверлильные и токарные станки. На сверлильных станках сверло совершает вращательное (главное) движение резания и продольное (движение подачи) вдоль оси отверстия, заготовка неподвижна. При работе на токарных станках вращательное (главное) движение совершает обрабатываемая деталь, а поступательное движение вдоль оси отверстия (движение подачи) совершает сверло.

Параметрами режима резания при сверлении являются скорость резания v (окружная скорость на периферии сверла) и подача s_0 (см. рис. 31.4, *б*).

Процесс стружкообразования при сверлении протекает в более тяжелых условиях по сравнению с точением, так как при сверлении более стеснен выход стружки и затруднен подвод смазочно-охлаждающей жидкости в зону резания.

При сверлении обеспечиваются точность не выше 14—12-го квалитета и шероховатость поверхности $^{Rz80}\surd$—$^{Rz60}\surd$.

Для получения отверстий более высокой точности и чистоты поверхности после сверления на том же станке выполняются зенкерование и развертывание.

К конструкциям деталей, обрабатываемых сверлением, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность при обработке. Технологичной является конструкция детали, у которой отверстия выполняются сквозными, если к ним предъявляются высокие требования по точности; форма и размеры дна глухих отверстий соответствуют форме и размерам стандартного сверла; поверхность, в которую врезается сверло, перпендикулярна направлению его движения; отсутствуют глубокие сквозные, глухие отверстия и отверстия с выточками; отверстия в детали с несколькими соосными отверстиями должны располагаться так, чтобы их диаметры уменьшались в одном направлении.

Строгание применяется при обработке плоских и фасонных линейчатых поверхностей и различных канавок в условиях единичного и мелкосерийного производства (см. рис. 31.2, *г*).

Главное движение при строгании — возвратно-поступательное прямолинейное, а движение подачи — шагообразное, направленное перпендикулярно главному движению (см. рис. 31.4, *г*).

Обработку выполняют на строгальных станках. На продольно-строгальном станке главное движение осуществляет заготовка, а движение подачи — резец, на по поперечно-строгальном станке главное движение совершает резец, а движение подачи — заготовка, закрепленная на столе станка.

Процесс резания при строгании имеет прерывистый характер, и срезание стружки происходит только при встречном относительном движении резца и заготовки. Во время обратного (вспомогательного) хода резец работу не производит. Врезание резца в заготовку в начале каждого рабочего хода сопровождается ударом, за время холостого хода резец остывает, поэтому при строгании в большинстве случаев не применяются смазочно-охлаждающие жидкости. Ударные нагрузки и циклический характер нагрева существенно снижают стойкость резцов в сравнении с непрерывным резанием, поэтому строгание производят при умеренных скоростях резания. Головки и державки строгальных резцов выполняют более массивными, чем у токарных. При строгании параметрами режима, так же как и при точении, являются скорость резания v, подача s и глубина резания h. В зависимости от параметров резания и вида резцов процессы строгания разделяют на черновые и чистовые. Чистовое строгание обеспечивает точность обработки по 8—7-му квалитету и шероховатость $\sqrt[1,6]{}$, что не уступает поверхностям, полученным чистовым точением.

К конструкциям деталей, обрабатываемых строганием, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность. Технологичной при обработке строганием является конструкция детали, у которой форма поверхности представляет плоскость или сочетание плоскостей; обрабатываемые поверхности расположены в одной плоскости, что позволяет обрабаты-

вать их за один проход; обрабатываемые поверхности заготовки расположены в параллельных плоскостях и имеют разделительные канавки для выхода резца шириной b = 10—15 мм при обработке на поперечно-строгальных станках и b = 30—40 мм при обработке на продольно-строгальных станках; в углах пересечения обрабатываемых поверхностей предусмотрена разделительная канавка для выхода резца; пазы, обрабатываемые строганием, являются сквозными, обеспечивая свободный заход и выход резца.

Фрезерование является высокопроизводительным и широко распространенным методом обработки резанием наружных и внутренних фасонных поверхностей (см. рис. 31.2, *в*). Обработка ведется многолезвийным режущим инструментом — фрезой (см. рис. 31.3, *б*). Главным движением при фрезеровании является вращение фрезы, а вспомогательным — поступательное перемещение заготовки. Каждый режущий зуб при вращении фрезы врезается в заготовку и осуществляет резание только в пределах определенного угла поворота фрезы, а затем вращается вхолостую до следующего врезания. Таким образом, особенностью процесса фрезерования является периодичность и прерывистость процесса резания каждым зубом фрезы, причем процесс врезания зуба сопровождается ударами.

По исполнению фрезы делятся на цилиндрические, когда зубья располагаются только на цилиндрической поверхности фрезы, и торцевые, у которых режущие зубья располагаются на торцевой и цилиндрической поверхностях фрезы. Соответственно, в зависимости от типа используемой фрезы, фрезерование подразделяется на цилиндрическое и торцевое. При цилиндрическом фрезеровании работу резания выполняют зубья, расположенные на цилиндрической поверхности фрезы, а при торцевом фрезеровании в работе резания участвуют как зубья на цилиндрической поверхности, так и зубья на торцевой поверхности фрезы. Фрезерование в обоих случаях делят на попутное либо встречное. Попутным называют фрезерование, когда направления главного движения резания и движения подачи совпадают, в противном случае фрезерование называют встречным. Попутное фрезерование снижает износ фрезы и шероховатость обработанной поверхности, поэтому оно предпочтительнее.

При фрезерной обработке заготовок точность поверхностей, обрабатываемых торцевой и цилиндрической фрезами, соответствует 11-му квалитету. Шероховатость при чистовом фрезеровании составляет $^{Rz20}\surd$. Основными параметрами резания при фрезеровании являются скорость главного движения резания v, подача s, глубина резания h и ширина фрезерования B. Процесс фрезерования выполняется на станках фрезерной группы.

К конструкциям деталей, обрабатываемых фрезерованием, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность. Технологичной является конструкция, у которой обрабатываемые выступы имеют одинаковую высоту; обрабатываемые посадочные места под присоединяемые детали

располагаются с наружной стороны корпуса; пазы открыты для ввода фрезы, иначе при обработке закрытых пазов потребуется засверливание отверстий для входа фрезы; форма пазов и прорезей позволяет вести обработку дисковыми, а не концевыми (торцевыми) фрезами.

Протягивание является высокопроизводительным методом обработки деталей разнообразных форм и применяется в крупносерийном производстве (см. рис. 31.2, *д*). При протягивании используется сложный дорогостоящий инструмент — протяжки. Они представляют собой сложный многолезвийный инструмент с необходимым числом зубьев, формообразующих периметр обрабатываемой поверхности. За каждым формообразующим зубом вдоль протяжки изготавливается ряд зубов постепенно увеличивающейся высоты. Процесс резания при протягивании осуществляется на протяжных станках при поступательном главном движении инструмента — протяжки — относительно неподвижной заготовки за один проход. В зависимости от обрабатываемой поверхности различают внутреннее и наружное протягивание.

При внутреннем протягивании обработке подвергаются внутренние поверхности деталей замкнутого контура (отверстия круглые, многогранные, шлицевые, шпоночные и др.). Наружным протягиванием обрабатывают наружные поверхности деталей типа шлицов, не имеющие замкнутой формы. Точность обработки поверхностей при протягивании соответствует 8—7-му квалитету, а шероховатость поверхности $^{Rz40}\surd$—$^{1,6}\surd$.

К конструкциям деталей, обрабатываемых протягиванием, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность. Технологичной является конструкция детали, у которой торец заготовки перпендикулярен оси отверстия со стороны входа и выхода протяжки, что исключает перекос протяжки при обработке; фасонные отверстия при протяжке должны иметь симметричную форму.

Шлифование является процессом обработки заготовок резанием с помощью абразивного круга, состоящего из абразивных зерен и связующего. Каждое абразивное зерно в зоне обработки работает как фреза, снимая стружку с детали в пределах определенного угла поворота. Главным движением при шлифовании является вращение шлифовального круга, а перемещение круга относительно детали является движением подачи (см. рис. 31.2, *е*).

При шлифовании обрабатываемый материал срезается в виде большого числа стружек. Обработанная поверхность представляет собой совокупность

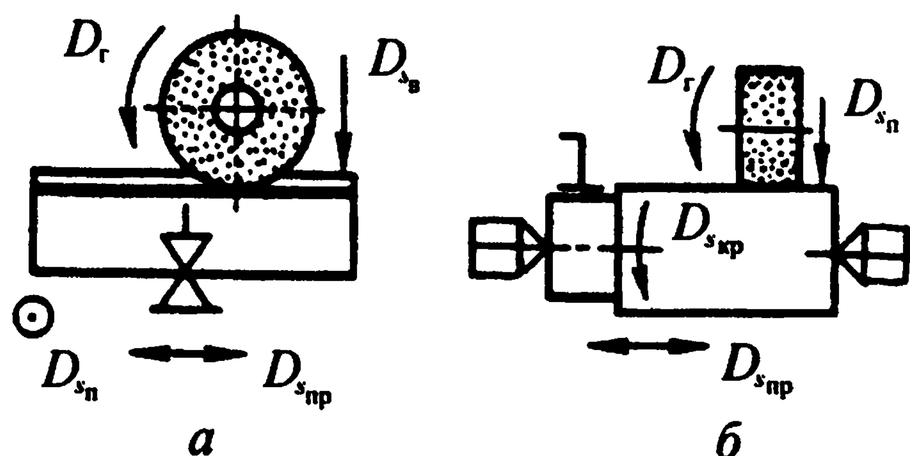


Рис. 31.11. Схемы шлифования:
а — плоского; *б* — круглого

микроследов абразивных зерен. Часть зерен, ориентированных к направлению резания тупой гранью, в процессе резания не участвуют. Они вызывают потери энергии на трение, пластичное деформирование, увеличивают нагрев контактирующих поверхностей инструмента и заготовки. Для отвода теплоты при шлифовании процесс ведется с обильной подачей смазочно-охлаждающей жидкости.

Основная область применения процесса шлифования — чистовая и отделочная обработка деталей для обеспечения высокой точности размеров и малой шероховатости поверхности. Кроме того, шлифование используется как один из методов размерной обработки труднообрабатываемых материалов: керамики, ситаллов, твердых сплавов, деталей из закаленных сталей и т. д.

Различают плоское шлифование (рис. 31.11, *а*), при котором обрабатывается плоская поверхность, и круглое шлифование (рис. 31.11, *б*), при котором обрабатывается поверхность тела вращения. В обоих случаях обрабатываются как наружные, так и внутренние поверхности деталей. Плоское шлифование может осуществляться периферией или торцом шлифовального круга.

Скорость резания при шлифовании определяется окружной скоростью шлифовального круга и составляет 20—80 м/с. При этом глубина шлифования составляет 0,05—0,005 мм. Все большее применение находит силовое шлифование для обработки труднообрабатываемых резанием материалов (керамики, ситалла, твердых сплавов). При силовом или врезном шлифовании глубина шлифования может достигать 10—12 мм.

Для выполнения процесса шлифования наружных поверхностей деталей используются круглошлифовальные, плоскошлифовальные и бесцентровошлифовальные станки. Для обработки сложных фасонных поверхностей используются специальные лентошлифовальные станки.

В лентошлифовальных станках применяется инструмент в виде бесконечной абразивной ленты. Лента в процессе шлифования поверхности деталей сложной формы (например, лопаток турбин) огибает сложную поверхность и перемещается в осевом и продольном направлениях. Абразивный слой, производящий обработку, наносят на бумажную или тканевую основу ленты.

Для шлифования резьбы используются автоматические резьбошлифовальные станки.

Шлифование обеспечивает размеры по 8—5-му квалитету и следующие значения шероховатости поверхности: при внутреннем шлифовании — до $^{0,1}\surd$, при наружном шлифовании — до $^{0,4}\surd$.

К конструкциям деталей, обрабатываемых шлифованием, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность. Технологичной является конструкция, у которой необрабатываемые и обрабатываемые поверхности детали, находящиеся в одной плоскости, разделены канавкой; предусмотрены центровые отверстия для ступенчатых валов и установочные фаски у пустотелых валов для их фиксации при обработке;

предусмотрены технологические канавки для входа и выхода шлифовального круга.

Шлифованием обрабатываются только жесткие детали, не деформирующиеся в процессе обработки; способ не допускает обработки малых отверстий; обрабатываемые поверхности должны располагаться в одной плоскости; все плоские обрабатываемые поверхности в конструкции располагаются параллельно или перпендикулярно базовой поверхности детали.

Хонингование — процесс чистовой абразивной обработки поверхностей, выполняемый мелкозернистыми абразивными брусками, закрепленными в хонинговальной головке (хоне) (рис. 31.12). Схему процесса см. на рис. 31.3, *ж*.

Бруски вращаются и одновременно перемешаются вдоль оси обрабатываемого цилиндра возвратно-поступательно. Соотношение скорости вращения и скорости поступательного движения составляет 1,5—10. Хонинговальные бруски изготавливают из электрокорунда, карбида кремния и алмаза на керамической и бакелитовой связке. Абразивный брусок в процессе обработки контактирует с обрабатываемой поверхностью, раздвигаясь в радиальных направлениях механическими, гидравлическими и пневматическими устройствами. Давление брусков на поверхность среза контролируется. Режущий инструмент хона в процессе обработки самоустанавливается по отверстию. Обрабатывают изделия с диаметром отверстий от 3 до 1000 мм и в несколько метров длиной.

При хонинговании в работе участвует в 10^2—10^3 раз большее число абразивных зерен, чем при шлифовании, скорость резания в 50—120 раз меньше, чем при шлифовании, а давление абразивного инструмента на обработанную поверхность в 6—10 раз ниже, чем при шлифовании, т.е. для хонингования характерны малые силы резания, небольшие толщины срезаемых слоев материала и незначительное тепловыделение. Хонингование производят при обильном охлаждении зоны резания СОЖ.

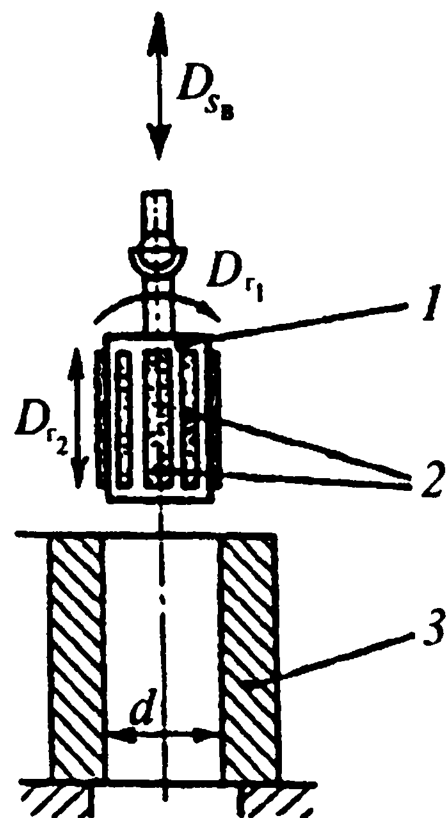


Рис. 31.12. Схема хонингования отверстий:
1 — хон; *2* — абразивные бруски; *3* — обрабатываемая деталь

При хонинговании на обработанной поверхности образуется микропрофиль в виде сетки. Такой профиль позволяет удержаться смазочному материалу на поверхности детали. Наибольшее распространение хонингование получило в автотранспортной и авиационной промышленности при обработке сильнонагруженных деталей. Отверстия после отделочной обработки хонингованием имеют точность на уровне 7—6-го квалитета и шероховатость до $\sqrt[0,05]{}$.

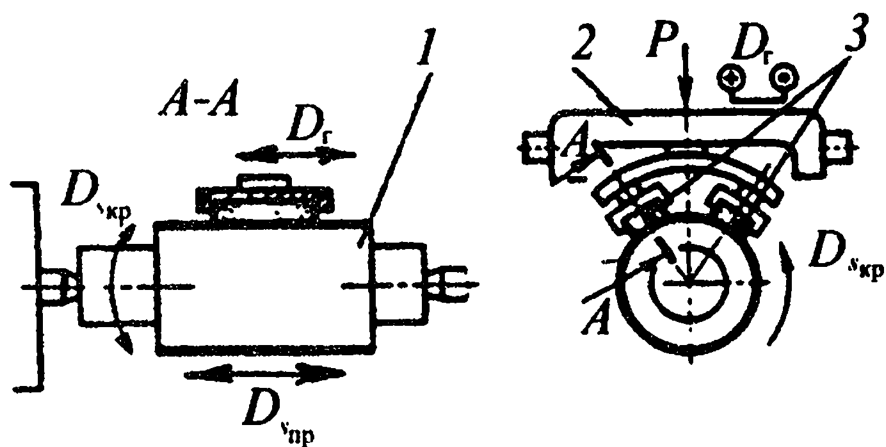


Рис. 31.13. Схема обработки суперфинишированием:
1 — обрабатываемая деталь; 2 — обрабатывающая головка; 3 — абразивные бруски

Суперфиниш, так же как и хонингование, относится к процессам отделочной обработки поверхностей. Это процесс сверхтонкой абразивной обработки наружных и внутренних поверхностей колеблющимися брусками при движении заготовки. Бруски для суперфинишной обработки изготавливают из электрокорунда, карбида кремния, алмаза. В качестве связки в брусках используют керамическую и бакелитовую связку. Размеры и форма абразивных брусков определяются размером и конфигурацией обрабатываемой поверхности. Чаще для суперфиниша используют два бруска, а при обработке крупных деталей — три-четыре. Схема обработки наружной цилиндрической поверхности приведена на рис. 31.13. Обработка осуществляется суперфинишной головкой при сочетании трех движений: вращательного движения заготовки, возвратно-поступательного и колебательного движения брусков (схему процесса см. на рис. 31.4, *ж*). Амплитуда колебаний брусков составляет 1,5—6 мм, а частота — 400—1200 колебаний в минуту. В процессе резания подпружиненные бруски прижимаются к обрабатываемой поверхности с давлением $(0{,}5—3)\cdot 10^5$ Па. Главным движением резания является колебательное движение брусков, его скорость при обработке составляет 0,1—0,2 м/с.

При суперфинишировании используется смазочно-охлаждающая жидкость, образующая масляную пленку, это смесь керосина (80—90%) с веретенным или турбинным маслом (10—20%). Масляная пленка прорывается на микровыступах, и они в первую очередь срезаются абразивом, т. е. при суперфинише удаляются только выступы, оставшиеся от предыдущей обработки. Процесс прекращается автоматически, когда выступы срезаются, пленка становится сплошной и создаются условия для чисто жидкостного трения между бруском и обрабатываемой поверхностью. В результате хонингования шероховатость поверхности снижается до $^{0,05}\surd$.

31.11. Обрабатываемость конструкционных материалов резанием

Обрабатываемость материала резанием относится к технологическим свойствам конструкционных материалов и характеризует степень сложности

их механической обработки режущими инструментами. Оценку обрабатываемости материала производят методом сравнения с обрабатываемостью стали 45, значение которой принимается за единицу. К легкообрабатываемым материалам с $K_o < 1$ относят: латуни, бронзы, дюралюмины и чугуны (HB 140—160). Обрабатываемостью ниже средней, $K_o > 1$, обладают высоколегированные стали аустенитного класса, стали мартенситного, мартенситно-ферритного, аустенитно-мартенситного классов, жаростойкие, кислотостойкие стали, композитные материалы, никелевые и твердые сплавы, керметы и минералы (рубин, сапфир, кремний и др.). Обрабатываемость конструкционных материалов зависит от их механических свойств, в первую очередь прочности и твердости. Она ухудшается с увеличением в сплаве упрочняющих фаз, неметаллических включений, измельчением структуры, наличием легирующих элементов (хрома, никеля) и увеличением вязкости.

Улучшение обрабатываемости материалов механической обработкой достигается предварительной термической обработкой заготовок, применением инструмента из твердых сплавов и сверхтвердых материалов, подбором и использованием смазочно-охлаждающих жидкостей, оптимизацией режимов резания, легированием конструкционных сплавов. Например, легирование сталей серой, селеном, свинцом и другими металлами, облегчающими процесс резания. Обработка таких труднообрабатываемых материалов, как жаропрочная сталь и тугоплавкие сплавы, на оптимальных режимах малопроизводительна (см. табл. 31.1). Поэтому детали из этих материалов обрабатывают методами физико-химической обработки.

Контрольные вопросы

1. Назовите задачи размерной обработки. Что положено в основу классификации способов размерной обработки?
2. Назовите основные параметры режима резания при фрезеровании и типы образующихся стружек.
3. Каковы причины нагрева зоны резания обрабатываемого материала и способы снижения нагрева?
4. Перечислите группы инструментальных материалов.
5. Что принимается за критерий износа режущего инструмента?
6. Назовите причины и виды износа инструмента.
7. Перечислите технологические требования к конструкции обрабатываемой детали при точении.
8. Что вызывает образование нароста при резании и каково его влияние на процесс?
9. Назовите основные элементы токарного станка и их функциональное назначение.
10. Что лежит в основе построения гибких производственных систем и почему они не могли появиться 30—40 лет тому назад?
11. Чем определяются качество и точность обработки резанием?

Глава 32. Основы физико-химических методов размерной обработки

К физико-химическим методам размерной обработки (ФХО) материалов относят методы, обеспечивающие съем обрабатываемого материала в результате физико-химических процессов. По механизму разрушения и съема материала все физико-химические процессы обработки подразделяют на три группы: электрофизические методы обработки (ЭФО), электрохимические методы обработки (ЭХО) и комбинированные. Рассмотрим основные, наиболее применяемые и перспективные, методы обработки: электроэрозионную, электрохимическую, лучевые, ультразвуковую, а также комбинированные способы (см. схему на с. 556).

Каждый из методов ФХО обладает уникальными технологическими возможностями, но все они более энергоемки и менее производительны в сравнении с методами механообработки. Поэтому использование методов ФХО оправдано только в следующих случаях:

- для обработки конструкционных материалов, имеющих низкую обрабатываемость лезвийным и абразивными инструментами, в том числе высоколегированных сталей, твердых сплавов, ферритов, керамики, полупроводников, ситалла и др.;
- для обработки деталей сложной геометрической формы из труднообрабатываемых материалов (пресс-формы, детали лопаток турбин и т. п.);
- для обработки миниатюрных тонкостенных нежестких деталей, а также деталей сложной формы с пазами и отверстиями.

Эффективность применения методов ФХО проявляется тем больше, чем сложнее форма обрабатываемой поверхности детали, выше физико-механические свойства материала и чем большие трудности возникают при ее изготовлении методами механической обработки.

32.1. Электроэрозионная размерная обработка (ЭЭО)

Электроэрозионная обработка основана на использовании явления электрической эрозии — разрушения материала электродов при электрическом пробое межэлектродного промежутка.

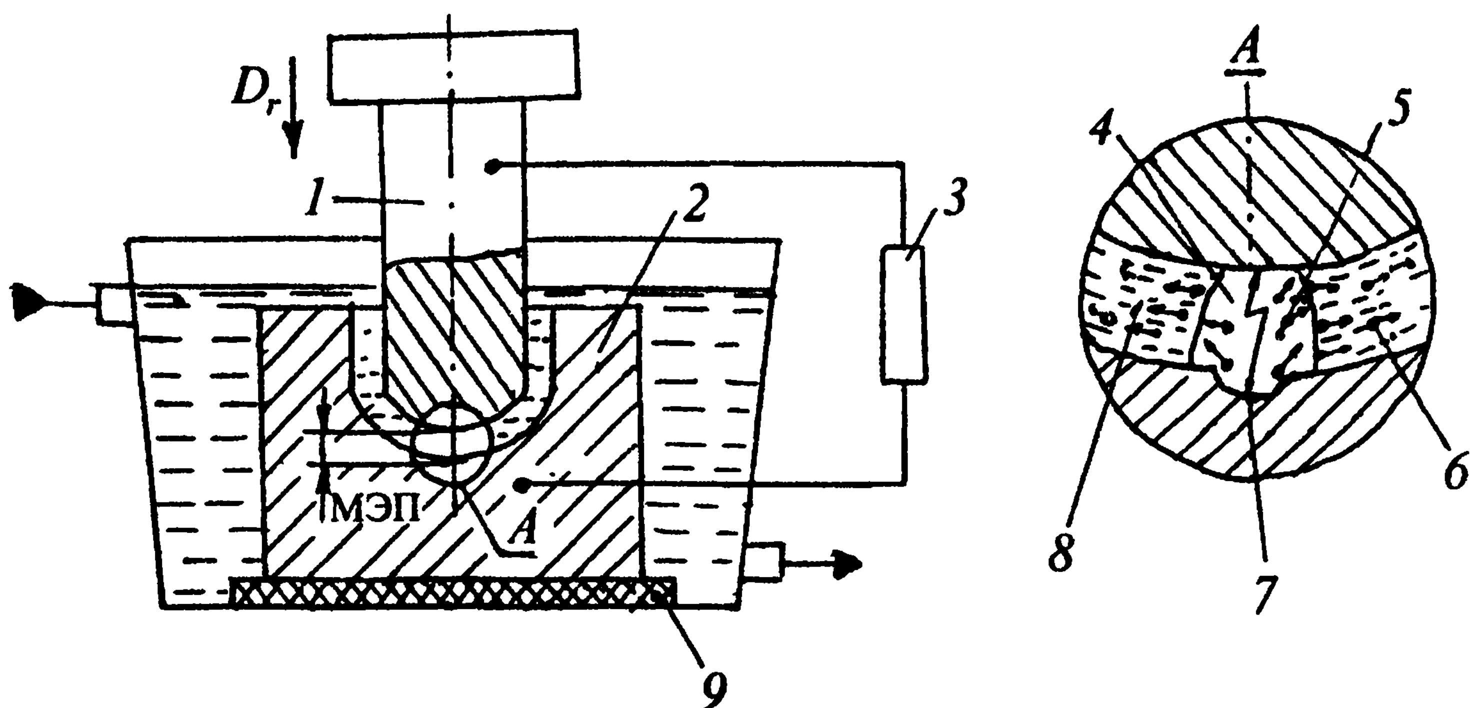


Рис. 32.1. Условная схема процесса ЭЭО:
1 — электрод-инструмент; *2* — обрабатываемая поверхность; *3* — генератор электрических импульсов; *4* — электрический разряд; *5* — газовый пузырь; *6* — продукты эрозии (шлам); *7* — эрозионная лунка; *8* — рабочая жидкость; *9* — изолятор

Схемы процессов ЭЭО. Размерная ЭЭО заключается в изменении формы, размеров, шероховатости и свойств поверхности заготовки путем съема материала припуска за счет управляемого процесса электрической эрозии.

На рис. 32.1 приведена условная схема процесса ЭЭО. Изолированные электрод-инструмент *1* (ЭИ) и обрабатываемая заготовка *2* погружены в рабочую диэлектрическую жидкость и соединены с генератором электрических импульсов *3*. Между электродом и деталью электрическим пробоем межэлектродного промежутка (МЭП) возбуждается импульсный разряд *4*, который мгновенно нагревает микроучастки электродов и контактирующую с ними жидкость. В результате в зоне разряда формируется газовый пузырь *5*. В конце каждого импульса происходит схлопывание пузыря. При этом продукты эрозии — шлам — в виде гранул *6* удаляются из МЭП рабочей жидкостью *8*, а на поверхности электрода-заготовки образуется эрозионная лунка *7*. За время паузы происходит восстановление электрической прочности МЭП до исходного значения. Затем, при подаче следующего импульса напряжения, весь процесс повторяется, но пробой происходит уже там, где напряженность примет максимальное значение, — в зазоре между наиболее близкими микровыступами поверхности заготовки и инструмента. Процесс эрозии заготовки продолжается до полного удаления металла, находящегося на расстоянии электрического пробоя (0,01—0,15 мм).

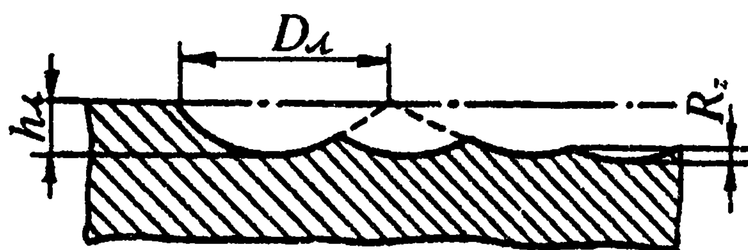


Рис. 32.2. Профиль поверхности, обработанной ЭЭО

Для обеспечения непрерывности процесса съема припуска величина МЭП должна оставаться неизменной, для чего скорость главного движения ЭИ в

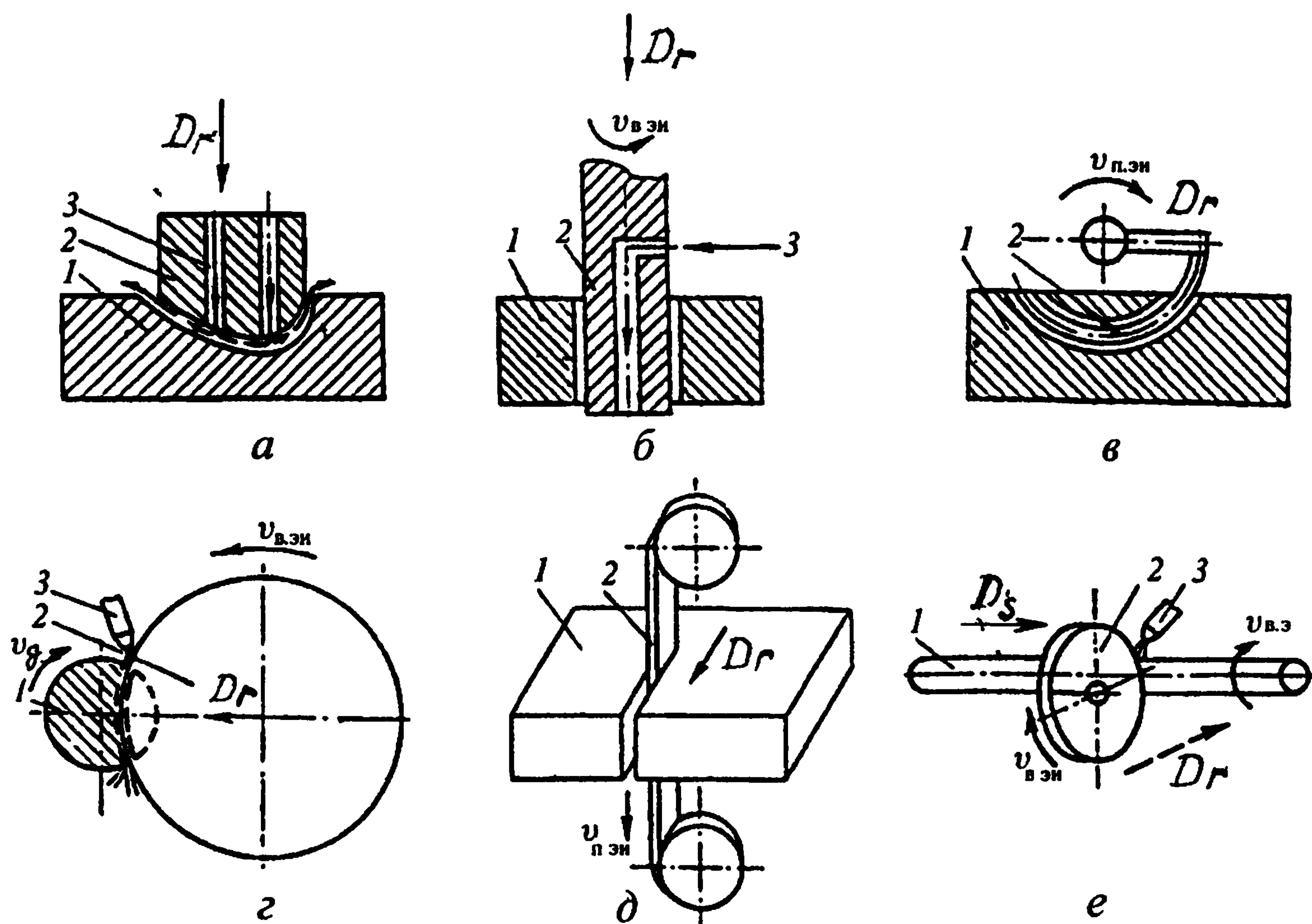


Рис. 32.3. Кинематические схемы процессов ЭЭО:
а — копирование; *б* — прошивание полостей с прямой осью; *в* — прошивание отверстий с криволинейной осью; *г* — отрезка вращающимся диском; *д* — отрезка проволокой (лентой); *е* — шлифование; *1* — обрабатываемая деталь; *2* — инструмент; *3* — подача рабочей жидкости

направлении обработки $D_г$ должна соответствовать скорости эрозии электродов. Обработанная поверхность представляет собой поверхность, образованную множеством лунок (рис. 32.2) глубиной $h_л$ и диаметром $D_л$.

При многообразии кинематических схем ЭЭО все схемы условно можно распределить на три группы.

1. Получение требуемой формы и точности поверхности заготовки копированием формы профильного инструмента, представляющего собой обратное отображение формы детали. По этой схеме электрод-инструмент внедряется в заготовку при поступательном перемещении по мере электроэрозии металла заготовки. Эта схема наиболее широко применяется в практике ЭЭО. Операции, выполняемые по первой схеме, называются копировально-прошивочными (рис. 32.3, *а, б, в*).

2. Заданная форма детали обеспечивается взаимным перемещением заготовки и непрофилированного инструмента. По этой технологической схеме ЭЭО производят с использованием в качестве электрода-инструмента проволоку или металлический вращающийся диск (рис. 32.3, *г, д*).

3. Получение требуемой формы обеспечивается взаимным перемещением профилированного инструмента и заготовки. Эти операции получили наименьшее распространение. Они используются для правки фасонных электроалмазных кругов, изготовления фигурных канавок и шлифования (рис. 32.3, *е*).

Физико-химические основы ЭЭО. Сущность ЭЭО составляют процессы и явления, ответственные за электроэрозию электродов. Это прежде всего процессы нагрева, плавления и удаления металла из лунки; образования частиц — продуктов эрозии; захват и эвакуация частиц из зазора.

Применяемый при ЭЭО разряд возбуждается электрическим пробоем. Электрический пробой при подаче импульса напряжения 50—250 В происходит между микровыступом электрода-заготовки и обработанной поверхностью электрода-инструмента. В результате при ЭЭО разрушаются именно выступы, выравнивая поверхность заготовки по всему межэлектродному зазору. В случае возбуждения разряда замыканием МЭП гранулами шлама процесс ЭЭО нарушается, изменяются параметры режима, снижая точность и качество поверхности.

Интенсивность эрозии зависит от вида возбуждаемого разряда. Начальная (искровая) стадия, длящаяся $\sim 10^{-9}$—10^{-7} с, отличается наибольшей удельной мощностью, так как диаметр канала в начальной стадии весьма мал и концентрация энергии на обрабатываемых микроучастках составляет $\sim 10^{7}$—10^{8} Вт/см^2. Процесс эрозии металла электродов осуществляется испарением. В конце искровой стадии под действием высоких температуры и давления в канале разряда рабочая жидкость приходит в движение и канал расширяется со сверхзвуковой скоростью. При увеличении длительности импульса в результате роста сечения канала удельная мощность разряда снижается и он переходит в дуговую стадию. Сравнительно высокое значение удельной мощности дуговой формы разряда, $\sim 10^{6}$—10^{4} Вт/см^2, при длительности, соответственно, $\sim 10^{-5}$—10^{-1} с при ЭЭО, объясняется охлаждающим воздействием жидкого диэлектрика. Известно, что принудительное охлаждение столба дуги является эффективным способом повышения концентрации электрического дугового разряда. Поэтому высокие значения эрозии при ЭЭО обеспечивает и дуговая форма разряда. В качестве источников питания при ЭЭО используют генераторы импульсов.

По форме импульсы подразделяются на: знакопеременные; асимметричные; униполярные синусоидальные; униполярные прямоугольные; униполярные гребенчатые.

По схеме подключения электродов различают обработку на прямой полярности, когда инструмент подключен к «–» источника, и на обратной полярности, когда к «–» источника подключена заготовка.

Используемые форма импульса и полярность сильно сказываются на характере разрушения электродов. Симметричные знакопеременные импульсы вызывают одинаковую эрозию электродов из одного материала. Униполярный импульс (импульс одной полярности) обеспечивает преимущественное разрушение одного из электродов. Обычно наибольшая эрозия заготовки отмечается при воздействии униполярного импульса прямой полярности. На практике широко используются и знакопеременные асимметричные импульсы. В этом случае различают два полупериода процесса — рабочий на пря-

мой полярности с максимальным током и холостой на обратной полярности с минимальным током, что обеспечивает высокую эрозию заготовки и незначительную эрозию инструмента.

Обрабатываемость различных материалов при электроэрозионной обработке оценивается коэффициентом обрабатываемости. Числовое значение коэффициента обрабатываемости равно, как и при обработке резанием, отношению экспериментально установленной скорости съема данного материала к скорости съема стали 45 при тех же параметрах ЭЭО. Коэффициент обрабатываемости стали 45 принимается за единицу, тогда коэффициент обрабатываемости составляет: для жаропрочных и нержавеющих сталей — 1,4; для алюминия — 2,4; для меди — 0,9; для титана — 0,6; для вольфрама — 0,5; для твердых сплавов — 0,3.

Газогидродинамические и гидравлические процессы в МЭП ответственны за образование, захват, эвакуацию частиц из межэлектродного зазора и восстановление электрической прочности МЭП после разряда. Рассмотрим последовательность и физику происходящих процессов.

В результате теплового контакта плазмы разряда с жидкостью происходит ее разогрев и испарение с образованием газового пузыря. Давление газа в пузыре достигает $(10—100)\cdot10^5$ Па, по окончании импульса разряда оно резко падает до значений ниже атмосферного. Резкое падение давления над расплавленным перегретым металлом ведет к выбросу его из лунки в виде капель жидкой фазы при температурах ниже температуры кипения металла. Жидкие микропорции металла в виде капель выбрасываются во внутреннюю полость схлопывающегося пузыря на его стенки. В результате соприкосновения с рабочей жидкостью продукты эрозии застывают в виде гранул шарообразной формы. При схлопывании пузыря продукты эрозии выталкиваются из межэлектродного зазора ударными волнами вместе с окружающей их жидкостью. Этот процесс происходит во время пауз между электрическими импульсами. В этот момент межэлектродный зазор должен полностью очиститься от продуктов эрозии электродов, а рабочая жидкость — полностью восстановить электрическую прочность, обеспечивающую постоянство напряжения пробоя и зазора при обработке.

При работе на форсированных режимах (высокая мощность и длительность импульса) происходит разогрев электродов и выбрасываемый из лунки металл налипает на электрод-инструмент, образуя наросты. Образование нароста нарушает точность и качество обработанной поверхности. С тем чтобы устранить это явление, применяется искусственная прокачка электролитов через МЭП. Прокачку проводят с помощью насосов, расход жидкости при прокачке входит в основные технологические параметры процесса обработки.

Сопутствующим явлением при ЭЭО является разложение рабочей жидкости под действием высоких температур — пиролиз. В жидких углеводородах, имеющих температуру кипения 150—200 °С, в зоне дугового разряда

образуются пары состава C_nH_{2n}. При соприкосновении паров с нагретыми участками электродов происходит разложение паров с осаждением на поверхности углерода и выделением водорода. Взаимодействуя с поверхностями электродов, углерод и водород могут оказывать как положительное, так и отрицательное влияние. Так, взаимодействие с обрабатываемой поверхностью детали ведет к изменению химического состава поверхностного слоя, что в большинстве случаев нежелательно. В то же время взаимодействие с поверхностью инструмента ведет к образованию на его поверхности слоя пирографита, компенсирующего его эрозию в процессе обработки. Это явление используется для повышения стойкости инструмента.

Электроды-инструменты (ЭИ) и рабочие жидкости (РЖ). Профилированный ЭИ задает конфигурацию обрабатываемой поверхности детали. Материал электрода-инструмента должен обладать высокой эрозионной стойкостью, прочностью, малым омическим сопротивлением и высокой обрабатываемостью методами резания.

Эрозионный износ электрода при ЭЭО не является локальным, как при механической обработке, а охватывает всю рабочую поверхность и оценивается отношением израсходованного объема электрода к объему удаленного металла.

В качестве материала для электродов при обработке высокоуглеродистых инструментальных сталей и жаропрочных сплавов на никелевой основе рекомендуются графит, медь и композиционный материал МНБ-3 (97% меди и 3% нитрида бора). Наименьшему износу подвержен медный электрод, так как его электроэрозия компенсируется углеродом, откладывающимся в результате пиролиза углесодержащих рабочих жидкостей. Для удаления шлама из МЭП в электроде изготавливается необходимое число отверстий (см. рис. 32.3, *а, б*). Удаление осуществляется прокачкой или отсосом рабочей жидкости из зазора.

В качестве непрофилированного инструмента при ЭЭО наибольшее распространение получили медные или латунные диски и тонкая проволока диаметром 0,02—0,3 мм из меди, латуни, вольфрама и молибдена. Для обеспечения точности обработки и снижения износа проволока-электрод в процессе обработки перематывается с одной бобины на другую, испытывая усилие растяжения.

В качестве рабочих жидкостей используют низкомолекулярные углеводороды различной вязкости (керосин, индустриальное масло И12А, трансформаторное масло и их смеси), воду, кремнийорганические жидкости и водные растворы двухатомных спиртов.

Для уменьшения коррозии электродов в воду добавляют 4% Ca_2Co_3 (кальцинированная сода). Повышение технологических свойств обеспечивается введением поверхностно-активных веществ (ПАВ) , например композиций элементорганических соединений Ba, Ca и ароматических веществ.

Предельно допустимая массовая концентрация шлама в рабочей жидкости зависит от режима обработки. Например, с увеличением частоты от 0,4 до 44 кГц допустимая концентрация должна быть, соответственно, снижена с 0,49 до 0,19%.

Технологические параметры и режимы ЭЭО. Производительность процесса оценивается скоростью съема материала заготовки. Приближенную оценку производительности процесса (мм^3/мин) без учета площади обработки дает соотношение:

$$Q = \pi k_1^2 k_2^2 f W_и, \tag{32.1}$$

где $k_1 = r_л / h_л$, k_2 — значение эрозии материала заготовки при определенных условиях обработки, $r_л$ и $h_л$ — соответственно радиус и глубина лунки; f — частота; $W_и$ — энергия импульса.

Из соотношения (32.1) следует, что производительность определяется энергией и частотой следования импульсов.

По энергии электрические режимы подразделяют на жесткие (0,5—5 Дж), средние (0,1—0,5 Дж), легкие (0,05 — 0,1 Дж) и очень легкие (менее 0,05 Дж).

По технологическим показателям эти режимы соответствуют черновым, получистовым, чистовым и доводочным. В табл. 32.1 приведены режимы ЭЭО прямоугольными импульсами и значения производительности ЭЭО для стали 45. Из табл. 32.1 следует, что максимальная производительность ЭЭО обеспечивается на жестких (черновых) режимах обработки.

Таблица 32.1. **Режимы обработки и производительности ЭЭО**

Название режима	Частота, кГц	Средний ток, А	Производительность, см^3/мин
Черновой	8	35—45	12000
Получерновой	22—24	30—35	200—300
Чистовой	66—100	25—20	5—30
Доводочный	440	10—15	1—5

Точность обработки, несоответствие формы деталей размерам ЭИ при ЭЭО, обусловлено наличием межэлектродного зазора и изменением его размеров по ходу движения рабочей жидкости в МЭП. Двигаясь в МЭП, жидкость обогащается продуктами обработки и нагревается, изменяя свои свойства. В результате на этих участках происходит повышенный съем металла, вызывая конусность у обработанных поверхностей. Для повышения точности при разработке технологии предусматривают оптимальные пути эвакуации продуктов эрозии путем: изготовления специальных технологических полостей в инструменте и заготовке; формирования направления течения жидкости в зазоре за счет принудительной прокачки или отсоса (рис. 32.4).

Кроме того, погрешности формы снижают корректировкой исходных размеров и формы ЭИ на величину возможных погрешностей.

Шероховатость поверхности определяется электрическими и гидравлическими параметрами процесса. Шероховатость R_z зависит от размера лунки и степени перекрытия лунок (см. рис. 32.2). Приближенная количественная связь параметров шероховатости с энергией импульса описывается следующим соотношением:

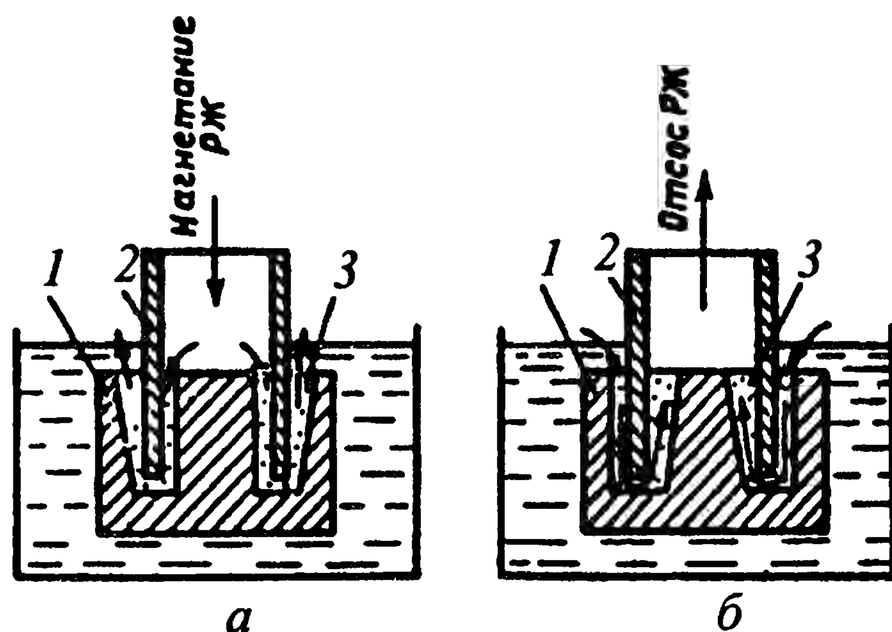


Рис. 32.4. Характер изменения размеров МЭП по длине в зависимости от способов подачи рабочей жидкости (РЖ), удаляющей продукты эрозии:

а — прокачка; *б* — отсос; *1* — заготовка; *2* — электрод-инструмент, *3* — шлам

$$R_z = \frac{\beta^2}{3} k \sqrt[3]{W_и} \text{ (мкм)}, \qquad (32.2)$$

где β — коэффициент перекрытия лунок, $2 \geqslant \beta \geqslant 1$, зависящий от частоты импульсов тока; k — коэффициент, зависящий от материала заготовки; $W_и$ — энергия импульса.

Следовательно, условия получения минимальной шероховатости требуют ведения процесса на повышенных частотах с минимальной энергией импульса. Помимо того, шероховатость поверхности зависит от концентрации шлама в межэлектродном зазоре, определяемой эффективностью его удаления рабочей жидкостью. При работе на мягких режимах с малыми зазорами эффективно удаляют шлам жидкости с низким значением вязкости (типа керосина).

Структура и состав поверхностного слоя обусловлены тепловым воздействием электрического разряда, а также химическими воздействиями плазмы разряда и рабочей жидкости.

В результате теплового воздействия поверхность оплавляется и в поверхностном слое возникают остаточные напряжения растяжения с максимумом на поверхности детали, металл претерпевает наклеп и структурные изменения. Возможно насыщение его компонентами, входящими в состав материала инструмента, и компонентами, содержащимися в рабочей жидкости.

Микротвердость поверхностного слоя металла возрастает. Глубина слоя h_c, иногда называемого дефектным слоем, зависит от теплофизических свойств обрабатываемого металла, шероховатости поверхности и режима обработки. Она определяется следующим соотношением:

$$h_c = 4\sqrt{\frac{\pi\lambda\tau_и}{C\rho}} - R_z, \qquad (32.3)$$

где λ — коэффициент теплопроводности; $t_и$ — длительность импульса; C — теплоемкость; ρ — плотность; R_z — шероховатость поверхности.

Средние значения качества поверхности в зависимости от режима обработки приведены в табл. 32.2.

Таблица 32.2. **Качество поверхности при ЭЭО**

Тип обработки	Режим ЭЭО	Шероховатость поверхности	Глубина дефектного слоя, мм	Уровень остаточных напряжений
Черновая	Жесткий	$^{Rz80}\surd$—$^{Rz320}\surd$	0,3—0,2	Высокий
Чистовая	Средний	$^{Rz20}\surd$—$^{Rz40}\surd$	0,2—0,1	Средний
Отделочная	Мягкий	$^{0,8}\surd$—$^{1,6}\surd$	0,1—0,05	Низкий
	Очень мягкий	$^{0,2}\surd$—$^{0,4}\surd$	0,05—0,001	Очень низкий

Процесс следует проводить за несколько проходов. При первом, черновом, проходе на жестком режиме снимается до 90% припуска, а последующие чистовые проходы на мягких и очень мягких режимах обеспечивают высокую точность, низкую шероховатость и высокое качество поверхности. Черновая и чистовая обработки ведутся сменным инструментом, точность чистового инструмента должна быть на 1—2 класса выше требуемой точности обработки детали.

Специфический характер геометрии поверхностей, а также возможность управления толщиной упрочненного слоя обусловили отличие эксплуатационных свойств поверхностей, обработанных ЭЭО. Так, износостойкость поверхности из-за удерживания масла совокупностью лунок и наличия упрочненного слоя выше, чем при механической обработке. Усталостная прочность детали зависит от толщины упрочненного слоя и при обработке на средних и мягких режимах несколько выше, чем деталей, полученных резанием при одинаковой чистоте поверхности, что можно объяснить меньшей толщиной дефектного слоя. Коррозионная стойкость поверхностей, полученных на средних режимах, аналогична стойкости при механической обработке резанием. Она возрастает при обработке на мягких режимах, но снижается при обработке на грубых режимах.

Технологические операции ЭЭО. Заготовительные операции используют для получения заготовок из молибдена, вольфрама, никелевых сплавов, сплавов на основе титана, металлокерамики, нитинола и других труднообрабатываемых материалов.

Отрезку заготовок из проката и металлокерамики выполняют дисковыми ЭИ из меди, латуни. Разрезание точных малогабаритных заготовок выполняют на вырезных станках (см. рис. 32.3, *д*).

Прошивание отверстий на глубину до 20 диаметров выполняют стержневым ЭИ, до 40 диаметров — трубчатым ЭИ, при прошивке желательно вращать ЭИ (см. рис. 32.3, *б*).

Формирование рабочих полостей штампов, пресс-форм и вырубных штампов (см. рис. 32.3, *а*). Обычно ЭЭО штампов выполняют после операции фрезерования, обеспечивающей съем основной массы металла. Штампы после ЭЭО имеют повышенную износостойкость по сравнению со штампами, изготовленными обработкой резанием.

Прямое и обратное копирование позволяет изготавливать пуансон по изготовленной матрице и наоборот, что значительно упрощает технологию их изготовления и исключает слесарную доводку. Обработка по методу копирования ведется на копировально-прошивочных станках с ЧПУ.

Обработка криволинейных каналов газовых турбин аэродинамического профиля осуществляют прошивкой с криволинейной осью (см. рис. 32.3, *в*).

Вырезание используют при изготовлении деталей электронной техники, вырубных штампов, шаблонов, лекал, фасонных резцов и т. д. Обработка ведется на вырезных станках проволокой (см. рис. 32.3, *д*).

Изготовление сеток, решеток и пазов проводят методом копирования групповым ЭИ (см. рис. 32.3, *б*), одновременно обрабатывая до 800 отверстий и более диаметром 0,2—2,0 мм, глубиной 2 мм с точностью ±0,002 мм.

Электроэрозионное шлифование применяют при чистовой обработке наружных и внутренних поверхностей труднообрабатываемых материалов, магнитных и твердых сплавов и т. п. (см. рис. 32.3, *е*). Точность и качество поверхности при обработке на чистовых и доводочных режимах соответствуют чистовым режимам, выполняемым шлифованием. При этом зона термического влияния при доводочных режимах не превышает 0,003 мм.

32.2. Электрохимическая размерная обработка (ЭХО)

Размерная ЭХО заключается в получении деталей требуемой геометрической формы, размеров и качества поверхностей путем снятия с поверхности заготовок слоя металла припуска электрохимическим растворением. Электрохимическая обработка основана на явлении анодного растворения металлов при электролизе.

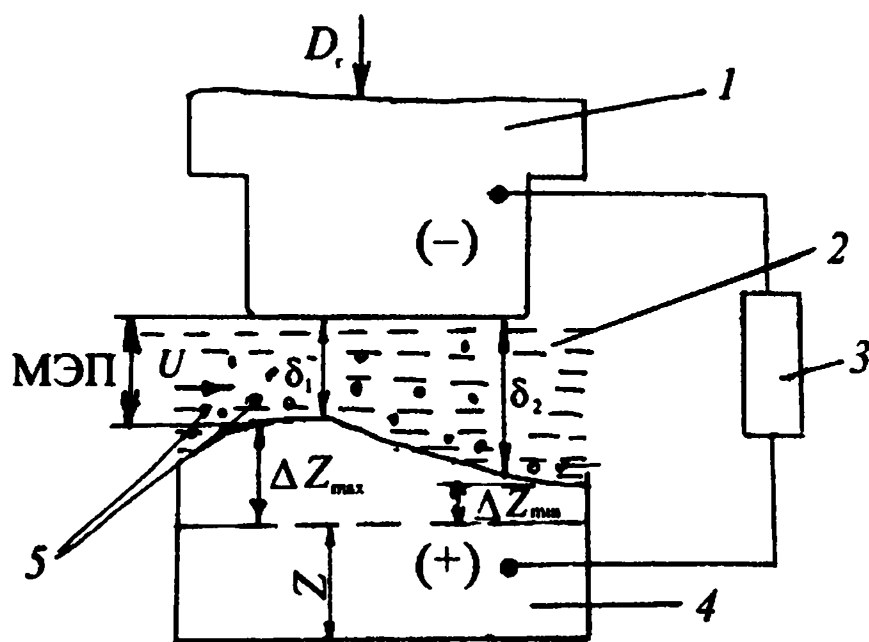


Рис. 32.5. Условная схема ЭХО:
1 — электрод-инструмент; *2* — электролит; *3* — источник питания постоянного (периодического) тока; *4* — обрабатываемая заготовка (анод); *5* — шлам; δ_1, δ_2 — зазоры МЭП; ΔZ_{max}, ΔZ_{min} — соответственно, максимальное и минимальное значения припуска на обработку; $v_э$ — скорость прокачки электролита через МЭП

Классификация и схемы процессов ЭХО. Область эффективного применения электрохимической обработки обусловлена следующими технологическими особенностями:

- способ позволяет обрабатывать только электропроводные материалы;
- производительность способа не зависит от твердости и прочности обрабатываемых материалов и в несколько раз превосходит производительность обработки резанием заготовок из высокопрочных твердых сплавов, металлокерамики и сталей в закаленном состоянии;
- способ позволяет обрабатывать поверхности любой формы;
- в металле обработанной поверхности отсутствуют остаточные напряжения и наклеп.

Недостатком метода является ограничение его применения обработкой только таких электропроводных материалов, которые при растворении не образуют труднорастворимых пленок. Для этих материалов наряду с электрохимическим воздействием требуется механическое или электротермическое воздействие, удаляющее образующиеся оксидные пленки.

Рассмотрим схему процесса ЭХО на примере обработки заготовки из железа в электролите — водном растворе хлорида натрия (рис. 32.5). Заготовка *4* подсоединяется к положительному полюсу источника питания *3* и является анодом (+), а инструмент — к отрицательному полюсу и является катодом (–).

В электролите *2* молекулы вещества диссоциируют на электрически заряженные ионы Na^+ и Cl^-, а ионы растворителя — на ионы H^+ и OH^-. Когда к металлическим электродам, погруженным в электролит, прикладывают разность потенциалов, положительно заряженные ионы (катионы) движутся к катоду, а отрицательно заряженные ионы (анионы) — к аноду, в результате электрическая цепь замыкается. При этом перенос электрических зарядов в металлических проводниках осуществляют электроны, а в электролите — ионы. Изменение носителей заряда в электрической цепи происходит на поверхности электродов, погруженных в электролит.

На аноде под действием электрического поля электроны перемещаются к источнику питания, «оттягиваясь» от поверхности анода внутрь металла,

облегчая непосредственное взаимодействие молекул воды с положительными ионами решетки металла анода.

Это явление нарушает межатомные связи в приповерхностном слое металла и обусловливает переход положительных ионов металла в электролит — растворение анода. В электролите ионы металла анода образуют гидроксид металла $Fe(OH)_2$, который выпадает в осадок в виде шлама и уносится движущимся электролитом со скоростью прокачки $v_э$.

Кинематика операций ЭХО во многом схожа с кинематикой процессов электроэрозионной обработки, но имеет некоторые особенности. Так, некоторые операции ЭХО, не требующие съема больших объемов металла, такие, как полирование, калибрование и маркирование, выполняются при неподвижных электродах (рис. 32.6). Стрелками указаны направления подачи инструмента и заготовки, а также направления движения электролита в межэлектродном зазоре.

Основные процессы и параметры ЭХО. Основным электрохимическим процессом ЭХО является процесс растворения анода. Линейная скорость растворения, характеризующая производительность ЭХО, определяется из первого закона Фарадея. После ряда преобразований, учитывающих реальный процесс электролиза, уравнение для линейной скорости растворения анода принимает следующий вид:

$$v_л = (k_v / \varkappa_{эф})\, \eta_в (U_э - \Delta\varphi)/\delta\,, \qquad (32.4)$$

где k — электрохимический эквивалент растворяемого вещества; $\varkappa_{эф}$ — эффективная удельная электрическая проводимость электролита; $\eta_в$ — коэффициент, учитывающий потери тока на нагрев электролита и др.; $U_э$ — напряжение, приложенное к электродам; $\Delta\varphi$ — сумма электродных потенциалов поляризации анода и катода; δ — межэлектродный зазор (МЭЗ) в рассматриваемом участке МЭП между поверхностями электродов, измеренный по нормали к обрабатываемой поверхности.

Из уравнения (32.4) следует: 1. Скорость растворения участков анода, при прочих равных условиях, обратно пропорциональна значению МЭЗ на этих участках: $\frac{v_{л_1}}{v_{л_2}} = \frac{\delta_1}{\delta_2}$. Этим объясняется выравнивание поверхности анода в МЭП при ЭХО и повышение производительности обработки с уменьшением зазора. Минимально допустимым зазором при ЭХО принят зазор 0,02 мм.

2. При подаче напряжения на электроды растворение анода идет с разной скоростью, но по всей обрабатываемой поверхности, что осложняет получение деталей с требуемой точностью размера и формы.

3. Скорость растворения зависит от электрической проводимости электролита, поэтому факторы, влияющие на электрическую проводимость, определяют производительность ЭХО.

4. Скорость растворения возрастает с увеличением напряжения. Однако экспериментально установлено, что при $U_э$ = 30 В происходит электрический пробой зазоров, используемых при ЭХО, поэтому обработка ведется при напряжении ~15 В.

Электролиты. Электрическая проводимость электролита зависит от его состава и происходящих в электролите явлений. Наиболее распространенными электролитами при ЭХО являются нейтральные водные растворы неорганических солей: хлориды, нитраты и сульфаты натрия и калия. Приготовление электролитов требуемого состава и концентрации относится к основной операции ЭХО. Оптимальные значения концентраций, обеспечивающих максимальное значение электрической проводимости электролита заданного состава, приводятся в справочной литературе. Например, максимальная электрическая проводимость электролита NaOH обеспечивается при его концентрации в воде, равной 15%.

Концентрация электролита в процессе ЭХО может изменяться из-за образующегося шлама, нарушая при этом процесс ЭХО и снижая его производительность. Постоянство концентрации электролита обеспечивается технологически — его очисткой. Для этого используются методы центрифугирования (воздействия центробежных сил), фильтрования с помощью пористых материалов, отстаивания в специальных резервуарах и флотации — очистки всплывающими пузырьками газа или воздуха.

На электрическую проводимость электролита существенное влияние оказывает сопутствующий электролизу нагрев электролита проходящим током. Так, нагрев электролита из водного раствора солей на один градус увеличивает его электрическую проводимость на 2—2,5%. Поэтому при ЭХО для выведения шлаков и выравнивания температуры электролита применяют прокачку электролита через МЭП под давлением. Необходимая скорость течения электролита $v_э$ определяется из условия удаления продуктов электролиза со скоростью, превышающей скорость их образования, и технологически задается давлением вводимого в раствор электролита. Для стабилизации температуры электролита в станках ЭХО применяют теплообменники с автоматическими терморегуляторами, встроенными в систему подачи электролита.

Точность размеров и формы деталей при ЭХО определяется точностью электрода-инструмента и точностью его положения при обработке относительно оси его главного движения, неравномерностью ΔZ припуска заготовки и стабильностью всех параметров режима, ответственных за процесс электрохимического растворения.

Во всех случаях ЭХО подвижным и неподвижным инструментом форма и размеры обрабатываемых поверхностей определяются как сумма или разность размеров ЭИ и межэлектродного зазора соответственно для наружных и внутренних поверхностей. Поэтому их точность зависит от точности ЭИ и стабильности зазора в процессе обработки. В процессе обработки ЭИ не из-

нашивается, однако, находясь в электролите, он может корродировать, поэтому рабочую часть электродов изготавливают из нержавеющей стали, а при изготовлении электродов сложной формы используют хорошо обрабатываемые коррозионностойкие медные сплавы — латунь и бронзу. Поверхность ЭИ обрабатывается с точностью, на два класса превышающей требуемую точность обрабатываемой заготовки.

Величина зазора (δ) оказывает влияние на точность обработки. Снижение величины зазора до минимально допустимого (0,02 мм) обеспечивает наибольшую точность. Стабильность величины зазора в процессе ЭХО обеспечивается стабилизацией параметров режима $v_и$, $\varkappa$, температуры электролита и скорости подачи инструмента $v_и$ за счет автоматизации процесса и применения специальной аппаратуры. Так, постоянство заданного напряжения обеспечивается стабилизатором напряжения; скорость подачи — прецизионным приводом подачи и системой ее регулирования; температура — теплообменниками с терморегуляторами; концентрации электролита — прокачкой и очисткой электролита.

Снижение наследственного влияния неравномерности припуска ΔZ на точность формы заготовки решается технологическими методами. Во-первых, повышением точности исходных заготовок, выполняемых методами литья, ОМД и порошковой металлургии. Во-вторых, увеличением припуска на обработку, в 6—9 раз превышающего исходную погрешность ΔZ_{min}. В этом случае обеспечивается условие для выравнивания всей обрабатываемой поверхности , но тем не менее метод обеспечивает точность формы не выше ±0,1 мм.

Шероховатость поверхности и эксплуатационные свойства. Шероховатость обработанных ЭХО поверхностей определяется процессами растворения электрода, удаления шлама, исходной шероховатостью и фазовым составом материала заготовки.

Повышение анодной плотности тока, увеличение скорости прокачки электролита под большим давлением и снижение его температуры повышают чистоту обработанной поверхности.

Процесс ЭХО не оказывает на обрабатываемую поверхность ни температурного, ни силового воздействия, в поверхностных слоях отсутствуют остаточные напряжения и не происходят структурные изменения. Поэтому ЭХО обеспечивает высокое качество поверхностей с шероховатостью в диапазоне $^{0,4}\surd$—$^{1,6}\surd$. Эксплуатационные свойства поверхностей находятся на уровне свойств материала.

Однако при значительной химической и фазовой неоднородности обрабатываемых материалов наблюдается явление растравливания границ зерен и фаз на глубину до 0,01 мм. В этом случае эксплуатационные свойства детали, чувствительные к надрезу (циклическая, ударная прочность), снижаются на 5—10%.

К параметрам режима ЭХО относятся: напряжение на электродах, ток, скорость подачи ЭИ, величина межэлектродного зазора, давление прокачи-

ваемого электролита и его состав. В качестве оборудования для размерной ЭХО используются станки, которые состоят из: источника тока в виде выпрямителя (ток 5000—30000 А); электрохимической ячейки, в которой происходит анодное растворение обрабатываемого материала; системы прокачки электролита с устройствами для термостабилизации и очистки; системы подачи катода, поддерживающей постоянным значением МЭП. Процесс ЭХО обеспечивает широкое регулирование режимов от черновых до чистовых без съема детали со станка.

В современных станках процессом обработки управляет система ЧПУ. Она задает и контролирует значения напряжения и тока, постоянство рабочего зазора, скорость и концентрацию потока электролита. Универсальные электрохимические станки позволяют обрабатывать поверхности площадью 600 см^2 и более с точностью ±(0,1—0,3) мм и производительностью по стали 5—25 см^3/мин.

Примеры технологических операций ЭХО. Заготовительные операции. Методы ЭХО используют для резки заготовок из труднообрабатываемых жаропрочных сталей и сплавов, титановых сплавов и высокопрочных сталей. Дисковым и ленточным металлическим инструментом разрезают ленточный прокат, а вырезку фасонных заготовок из листа выполняют на станках с ЧПУ (рис. 32.6, *д*). Положительной особенностью способа является отсутствие на заготовке заусенцев.

Формообразующие операции широко применяют при изготовлении деталей методами копирования, электрохимического точения и прошивания (рис 32.6, *а, б, в*).

Объемным копированием получают лопатки турбин из жаропрочных и титановых сплавов; рабочие элементы ковочных штампов и пресс-форм из высокопрочных инструментальных сталей; глухие полости, отверстия сложной формы в машиностроительных и приборных деталях из труднообрабатываемых металлов и сплавов (точность обработки ±0,1 мм).

Электрохимическое калибрование выполняют при подвижном и неподвижном ЭИ (рис. 32.6, *г*). Например, ЭХО после механической обработки шнеков, точность формы и размеров винтовых поверхностей возросла в 3—4 раза, а шероховатость снизилась до $^{0,1}\surd$—$^{0,8}\surd$.

Отделочные операции — удаление заусенцев и полирование поверхностей — выполняют при неподвижных электродах. ЭХО позволяет удалять заусенцы в труднодоступных местах, например во внутренней полости при пересечении отверстий, полученных сверлением.

Электрохимическое полирование улучшает микрогеометрию деталей, снижая ее шероховатость на 2—3 класса, увеличивает прочностные характеристики обработанной поверхности, придает ей зеркальный блеск, получая шероховатость $^{0,025}\surd$.

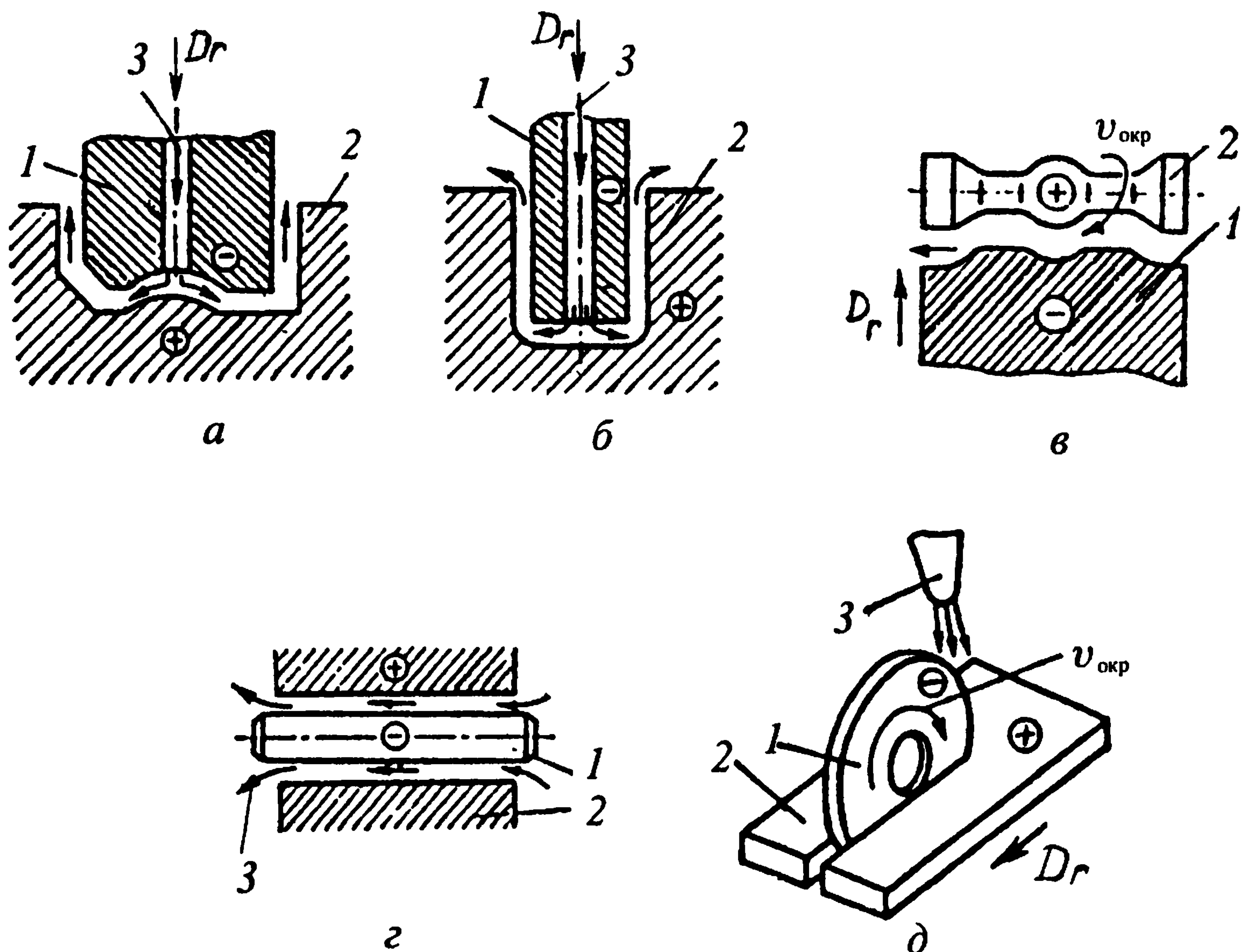


Рис. 32.6. Кинематическая схема операций ЭХО:
а — объемное копирование; *б* — прошивание; *в* — отрезка; *г* — калибрование, *д* — вырезка; *1* — ЭИ, *2* — заготовка; *3* — подача электролита

Процесс широко используется при изготовлении ответственных деталей, металлической оптики и подготовке поверхности для нанесения покрытий.

32.3. Ультразвуковая абразивная размерная обработка

Ультразвуковая абразивная размерная обработка (УЗАО) заключается в изменении размеров, формы, шероховатости и свойств поверхности обрабатываемых заготовок за счет съема материала припуска хрупким скалыванием микрообъемов при импульсном ударном силовом воздействии частиц свободного абразива с ультразвуковой частотой f = 16—30 кГц.

Общие положения и схемы обработки. Ультразвуковая абразивная обработка эффективна при обработке заготовок из конструкционных материалов, имеющих низкую обрабатываемость резанием, электрофизическим и электрохимическим методами. Это заготовки из хрупких и твердых неэлектропроводных, химически стойких материалов, таких, как стекло, кварц, керамика, ситалл, алмаз , полупроводники (германий, кремний, арсенид галлия), азотированных и цементированных сталей и др.

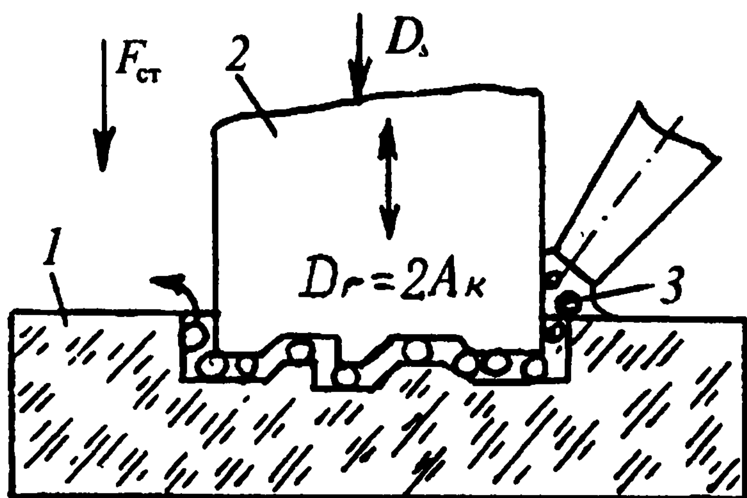


Рис. 32.7. Условная схема процесса УЗАО:

1 — заготовка; *2* — ультразвуковой инструмент; *3* — абразивная суспензия

При обработке используется энергия ультразвуковых колебаний (рис. 32.7). Обрабатываемую заготовку *1* помещают в ванну под инструмент *2*. В зону обработки поливом или под давлением подают абразивную суспензию *3*, состоящую из абразивного материала и воды.

Главное движение при ультразвуковой обработке — продольные колебания торца инструмента с ультразвуковой частотой и амплитудой $A_к$. Движение инструмента относительно заготовки является вспомогательным движением подачи D_s, которая может быть различной: продольной $D_{s_{пр}}$, поперечной $D_{s_{пп}}$ и круговой $D_{s_{кр}}$ (при вращении детали или инструмента).

В ходе обработки инструмент обеспечивает постоянный прижим абразивных зерен к обрабатываемой поверхности детали с усилием $F_{ст}$, равным 1—60 Н.

Колеблющийся торец инструмента, ударяя по абразивным зернам, передает им энергию колебаний, а зерна, в свою очередь, из-за наличия острых граней откалывают частицы от хрупкого материала обрабатываемой заготовки.

Кавитационные явления, возникающие в жидкой суспензии при воздействии ультразвуковых колебаний, обеспечивают интенсивное перемещение абразивных зерен под инструментом, замену изношенных зерен новыми и вынос сколотых частиц обрабатываемого материала из зоны обработки.

Источником механических колебаний, сообщаемых инструменту, является пьезоэлектрический или магнитоэлектрический преобразователь, преобразующий высокочастотные электрические колебания, вырабатываемые специальными генераторами, в механические колебания. Принцип работы преобразователя и генератора тока аналогичен соответствующим устройствам, используемым для сварки (см. разд. 4).

Изменяя форму инструмента и вид подачи, можно осуществить различные операции ультразвуковой обработки свободными абразивными зернами.

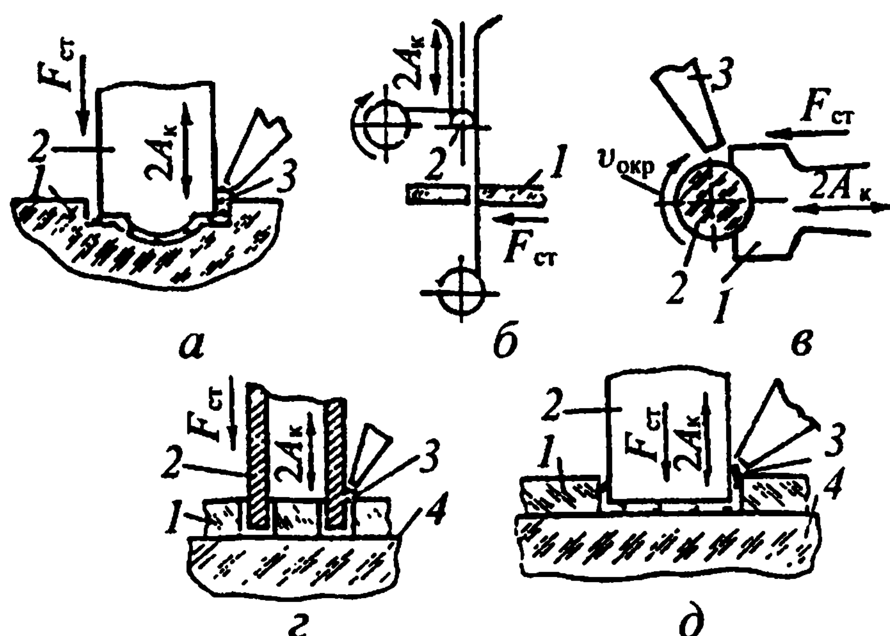


Рис. 32.8. Кинематические схемы операций УЗО:

а — копирование; *б* — вырезание непрофилированным инструментом; *в* — шлифование профилированным инструментом; *д* — вырезание отверстий; *1* — деталь; *2* — инструмент; *3* — подача абразивных зерен; *4* —стеклоподкладка

По кинематике процессы УЗАО полностью идентичны ЭЭО. Все схемы обработки делятся на три группы (рис. 32.8).

1. Получение поверхности заготовки копированием формы профильного инструмента. Инструмент внедряется в заготовку при своем поступательном движении (рис. 32.8, *а*).

2. Формирование поверхности заготовки взаимным перемещением заготовки и непрофилированного инструмента (рис. 32.8, *б*).

3. Формирование поверхности путем взаимного перемещения профильного инструмента и заготовки (рис. 32.8, *в*).

Основы процесса УЗАО. Суспензия является фактическим инструментом, осуществляющим съем материалов при всех операциях УЗАО. Абразивная суспензия, применяющаяся при УЗАО, по массе включает 20—40% абразивного материала, 1—2% ингибитора — азотнокислого натрия ($NaNO_2$), остальное — вода. Высокое содержание воды в суспензии обеспечивает циркуляцию абразива в рабочей зоне и удаление продуктов обработки. В качестве абразивных материалов применяются эльбор (BN), алмазные порошки (C), карбид бора (B_4C), карбид кремния (SiC) и электрокорунд (Al_2O_3).

Основной технологической характеристикой абразивных материалов являются их режущая способность относительно режущей способности алмазного порошка и размер абразивных зерен.

При УЗАО прецизионных деталей небольшой площади (до 30 мм^2) абразивную суспензию подают в рабочую зону вручную: пипетками, кисточками или резиновой грушей. Большие площади обрабатывают с принудительной подачей абразивной суспензии поливом, нагнетанием и вакуумным отсосом через технологические отверстия.

Инструменты при УЗАО представляют собой сменные элементы колебательной системы. Они обеспечивают передачу ультразвуковых колебаний абразиву и при этом быстро изнашиваются.

Форма и размеры рабочей части инструментов для большинства операций формообразования повторяют размеры и форму обрабатываемых элементов детали. Для снижения величины износа инструмент изготавливают из пластичных, но достаточно твердых отожженных сталей — У8, У10, 40Х, 45. Инструменты со сложной формой рабочей части для операций объемного копирования и маркирования изготавливают из латуни.

Наиболее интенсивно изнашивается рабочий торец инструмента. Степень износа инструментальных материалов оценивается по отношению к износу заготовки.

Ориентировочные значения относительного износа при обработке инструментом из стали 45 различных материалов следующие: стекла — 0,5—1%; керамики — 2—10%; твердых сплавов — 40—150%. Таким образом, со снижением хрупкости обрабатываемого материала износ инструмента возрастает.

Для повышения износостойкости поверхность инструментов упрочняют закалкой, цементацией, азотированием и наклепом.

Характеристики размерной ультразвуковой обработки. Точность полученных размеров и значения шероховатости поверхности соответствуют значениям, получаемым при шлифовании (см. с. 582).

Производительность обработки можно оценивать в линейных $Q_л$ (мм/мин) или объемных Q_V (мм^3/мин) единицах. Она зависит от свойств обрабатываемого материала, используемого абразива, размеров его зерен, способа подачи абразива, режима ультразвукового воздействия.

На практике для определения производительности $Q_л$ процесса УЗАО пользуются следующей эмпирической формулой:

$$Q_л = \psi\left(A_к^2 F_{ст}\right)^a f^b, \qquad (32.5)$$

где ψ — коэффициент, учитывающий вид обрабатываемого материала и абразивной суспензии; $A_к$ — амплитуда колебаний; a и b — коэффициенты, учитывающие скорость подачи суспензии и площадь обработки; F — относительное усиление рабочей подачи; f — частота колебаний.

Значения всех коэффициентов содержатся в справочных материалах по УЗАО. При УЗАО, так же как и при обработке резанием, и при ЭЭО увеличение производительности вызывает снижение точности обработки, поэтому обработку следует выполнять как минимум за два прохода — черновой, обеспечивающий высокую производительность, и затем чистовые, позволяющие обеспечить требуемую точность.

Основные технические характеристики размерной ультразвуковой абразивной обработки приведены в табл. 32.3.

Таблица 32.3. **Основные характеристики размерной ультразвуковой обработки**

Обрабатываемый материал	Производительность, мм/мин	Чистота поверхности	Точность обработки, мм	Относительный износ инструмента, %
Стекло, кварц, ситалл	5—20	4—6	0,05—0,1	0,5—1
Ферриты	3—8	6—7	0,03—0,1	1—2
Твердые сплавы	0,05—0,3	6—8	0,02—0,05	40—100

Станки для УЗАО по своему исполнению аналогичны станкам для ультразвуковой сварки, приведенным в разд. 4.

Примеры технологических операций УЗАО. Перед УЗАО заготовки из твердых, хрупких материалов приклеивают к подкладке из оконного стекла, что предотвращает образование сколов при выходе инструмента из заготовки в конце обработки.

Ультразвуковую вырезку (рис. 32.8, *г*) используют для формообразования заготовок по наружному контуру. Плоские заготовки вырезаются из пластин полыми, одно- или многоместными инструментами. При групповой вырезке часовых камней из рубина многоместным инструментом в виде набора трубок одновременно вырезается 35 заготовок диаметром 1,6 мм и толщиной 1 мм. Используя абразивную эмульсию с карбидом бора, вырезку осуществляют за 3,5 мин.

Ультразвуковая прошивка (см. рис. 32.8, *д*) является наиболее распространенной операцией при получении сквозных отверстий различной формы с прямыми и криволинейными осями, пазов и щелей.

Прошивка сквозных отверстий осуществляется полым инструментом с прокачкой абразивной суспензии под давлением через центральное отверстие.

В серийном производстве при прошивке используется многоместный инструмент. Так, в пластине из феррита толщиной 1 мм одновременно получают 256 отверстий за 1 мин.

Ультразвуковое шлифование (рис. 32.8, *в*) используют преимущественно для чистовой обработки плоских наружных поверхностей вместо шлифования алмазным инструментом. При этом исключаются дефекты, присущие шлифованию, такие, как прижоги и трещины, достигается высокая точность ~0,01 мм, примерно в 2 раза возрастает производительность, снижается шероховатость поверхности.

Ультразвуковое удаление заусенцев основано на кавитационном и абразивном разрушении заусенцев. Обработка ведется в рабочей жидкости, где обрабатываемые заготовки и абразивные зерна удерживаются во взвешенном состоянии под действием акустических течений, возбуждаемых ультразвуковыми колебаниями. Ультразвуком успешно обрабатываются заусенцы металлических деталей, полученные при штамповке методами вырубки, литые детали из пластмасс при снятии облоя.

32.4. Лучевые методы размерной обработки

К лучевым методам электрофизической обработки относятся электронно-лучевая (ЭЛО) и светолучевая (СЛО) обработки. Различие носителей энергии обусловило технологические особенности методов лучевой обработки.

Электронно-лучевая размериая обработка (ЭЛО). При электронно-лучевой размерной обработке для съема материала при формообразовании используют кинетическую энергию сфокусированного пучка электронов (рис. 32.9). Процесс ЭЛО осуществляется в вакууме при остаточном давлении газа $5 \cdot 10^{-2}$—10^{-3} Па.

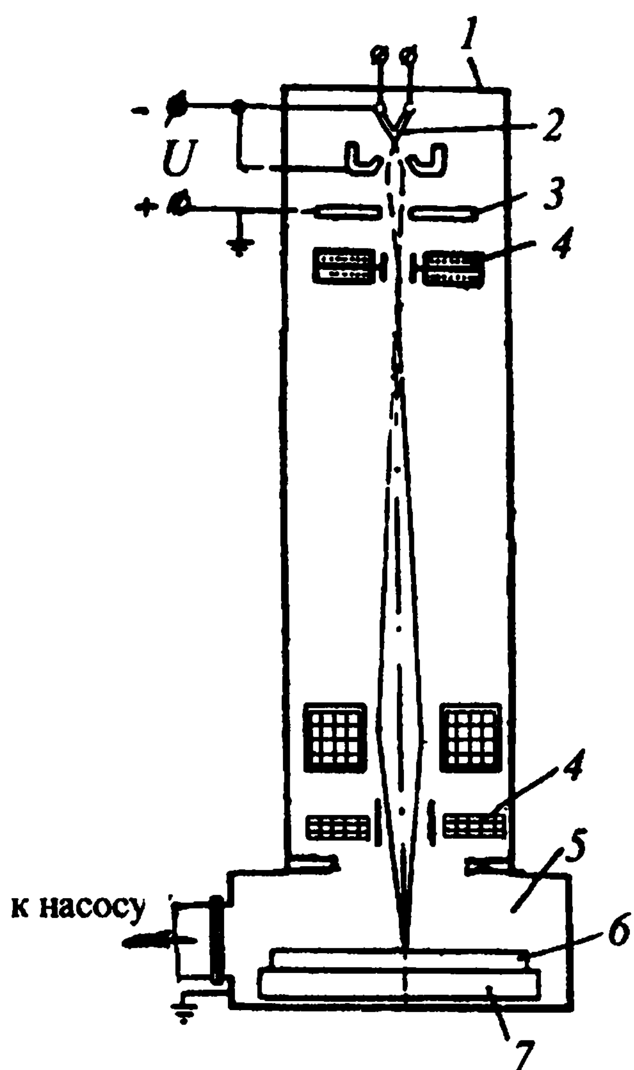


Рис. 32.9. Условная схема процесса электронно-лучевой обработки:
1 — электронно-лучевая пушка; *2* — катод; *3*— анод; *4* — фокусирующие и отклоняющие катушки; *5* — вакуумная камера; *6* — обрабатываемая деталь; *7* — координатный стол

Формирование, фокусировка и управление электронным лучом осуществляются в электронной пушке. Электроны, эмиттируемые катодом, ускоряются напряжением до 150 кВ, в результате скорость электронов в луче достигает $20 \cdot 10^4$ м/с. После фокусировки плотность энергии в пучке составляет 10^8—10^9 Вт/см^2. Сфокусированный пучок электронов проходит в рабочую камеру и бомбардирует обрабатываемую поверхность. При бомбардировке кинетическая энергия электронов преобразуется в тепловую энергию обрабатываемого вещества. Преобразование происходит при неупругих столкновениях быстрых электронов с электронами атомов вещества и последующем взаимодействии возбужденных атомов с атомной решеткой, вызывающем увеличение температуры вещества.

Электронно-лучевой нагрев ведется в импульсном режиме. При используемой удельной мощности тепловое воздействие луча приводит к разрушению нагреваемого микрообъема материала за время одного импульса. Разрушение происходит по механизму взрывного вскипания с выносом материала из зоны обработки в виде паров и капель. В результате на бомбардируемом электронным лучом участке поверхности формируется лунка.

На поверхности лунки образуется слой оплавленного металла, снижающий точность обработки. Размеры лунки, нагрев и доля жидкого металла на ее стенках регулируются мощностью и длительностью импульса, а также диаметром луча.

Формируемые в результате электронно-лучевой обработки поверхности определяются траекторией взаимного перемещения луча и детали. Устанавливаемый в рабочей камере манипулятор позволяет придавать заготовке поступательное и вращательное движение, а установленная в электронной пушке электромагнитная система развертки позволяет сканировать (перемещать) электронный пучок по заданному контуру.

Основные операции обработки — сверление глухих и сквозных отверстий, в том числе под углом к поверхности, — выполняются при неподвижном изделии и луче; фрезерование сквозных и глухих пазов, контурная резка листового материала выполняются при перемещении изделия относительно

неподвижного луча или сканировании луча по контуру реза при неподвижном изделии.

Технологические параметры. Параметрами режима ЭЛО являются: ток луча I, ускоряющее напряжение U, ток фокусирующей системы $I_ф$ (определяющий диаметр электронного пучка d), рабочее расстояние (фокусное расстояние от центра фокусирующей системы до поверхности детали), скорость перемещения электронного луча относительно изделия υ.

Одним из определяющих параметров процесса является удельная мощность q (Вт/см^2):

$$q = \frac{IU}{\pi D^4/4}, \qquad (32.6)$$

где D — диаметр лунки (обычно на 10—15 % больше d).

При ЭЛО применяют исключительно импульсные режимы, снижая количество расплавленного металла на обрабатываемой поверхности.

Для размерной ЭЛО характерны следующие режимы: моноимпульсный — обработка ведется одиночным импульсом, т. е. отверстие получается за время одного импульса; многоимпульсный — отверстие формируется в результате последовательного воздействия нескольких импульсов; режим обработки с перемещением электронного луча относительно заготовки с заданной скоростью.

Установлены следующие эмпирические соотношения параметров режима с геометрическими параметрами образующихся отверстий и пазов.

Диаметр $d_к$ и глубина H отверстия увеличиваются с ростом энергии W линейно, а зависимость $d_к$ и H от длительности импульса τ и тока луча имеет степенной характер:

$$\begin{gathered} d_к = k_E W;\ H = c_E W; \\ d_к = k_I I^H;\ H = (aI^2 + bI + cI)^{-1}; \\ d_к = k_\tau \tau^m;\ H = c_\tau \tau^N, \end{gathered} \qquad (32.7)$$

где k_E, k_I, k_τ, c_τ, c_E, a, b, c — коэффициенты, зависящие от свойств обрабатываемого материала, приводятся в справочной литературе.

Угол сходимости луча и положение фокуса луча относительно обрабатываемой поверхности определяют размеры и форму отверстия. Наибольшую глубину и наименьший диаметр отверстия в результате воздействия единичного импульса достигают при заглублении фокуса на 0,1—0,3 мм относительно обрабатываемой поверхности. В этом случае глубина обработки возрастает на 30%. При оптимальном положении фокуса и длительности единичных импульсов, обеспечивающих максимальную производительность обработки, глубина микроотверстий в зависимости от тока луча, напряжения и числа единичных импульсов выражается эмпирической зависимостью

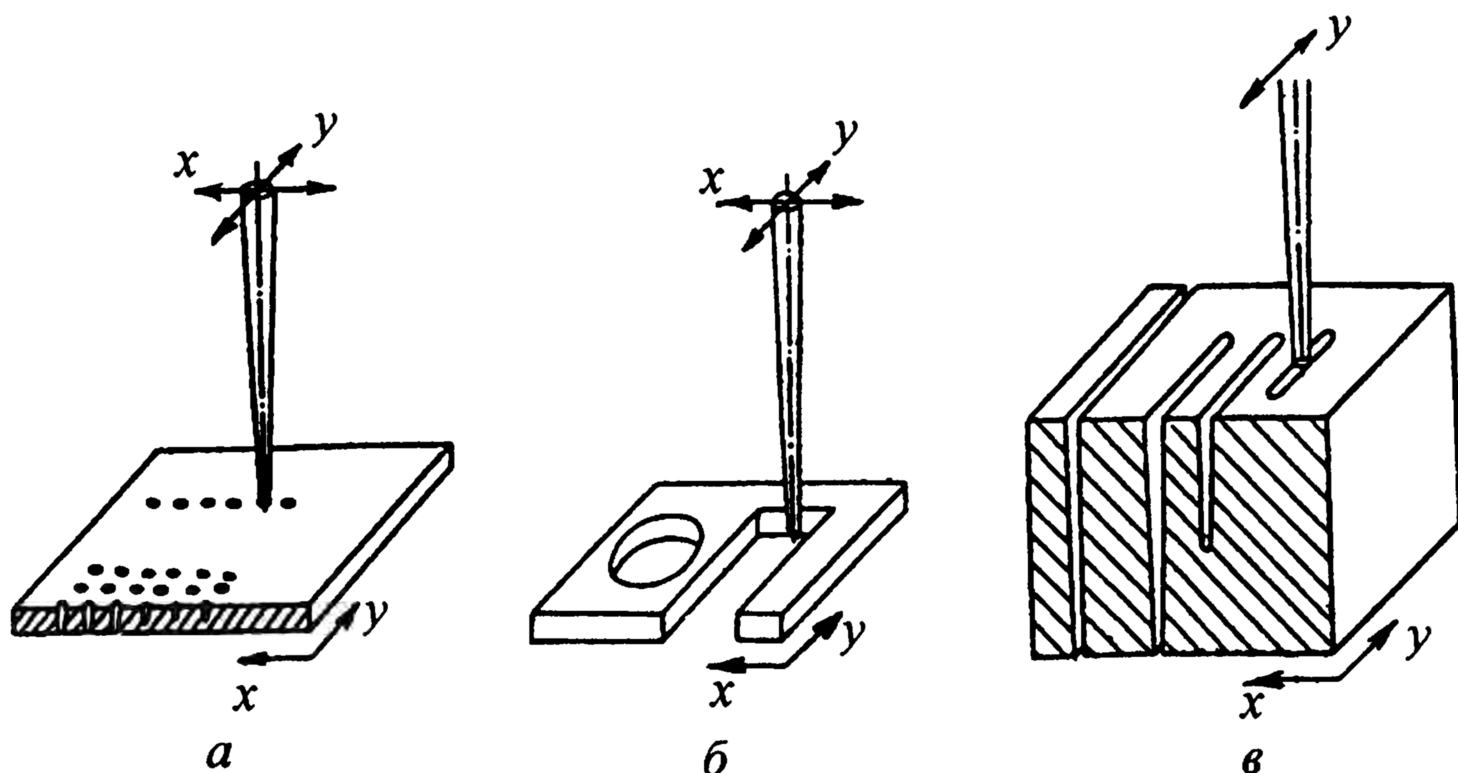


Рис. 32.10. Схемы ЭЛО:
а — перфорация отверстий; *б* — контурная резка; *в* — фрезерование сквозных и глухих пазов

$$H = 4{,}4 \cdot 10^{-13} U^{6,02} I^{1,2} n^{0,6}. \qquad (32.8)$$

Процесс импульсной ЭЛО на оптимальных режимах характеризуется наличием минимального количества жидкой фазы и, как следствие, высокой точностью обработки.

Область применения ЭЛО. Электронным лучом обрабатываются как электропроводные, так и неэлектропроводные материалы. Их обрабатываемость не зависит от механических свойств материала, а определяется его физическими характеристиками: температурой плавления, теплоемкостью, удельной теплотой испарения и упругостью пара.

В первую очередь электронный луч применяют для размерной обработки твердых труднообрабатываемых материалов, таких, как алмаз, вольфрам, титан, твердые и высоколегированные сплавы, ковар, инвар, кварц, керамика, рубин, кристаллы кремния, германия, резистивные пленки на ситалловой и кварцевой подложках.

В качестве эффективных примеров применения ЭЛО можно назвать следующие. Перфорация отверстий (рис. 32.10, *а* — получение сквозных и глухих отверстий) в различных материалах используется при изготовлении фильтров, «потеющих» поверхностей для охлаждения камер сгорания и лопаток турбин. ЭЛО при моноимпульсном режиме обеспечивает получение отверстий диаметром 0,015—0,3 мм с максимальной глубиной 3—5 мм со скоростью перфорации до 5000 отв./с.

Изготовление единичных сквозных и глухих отверстий при сверлении кремниевых и ситалловых подложек, рубиновых часовых камней, черновом сверлении алмазных волок, при изготовлении топливной аппаратуры двигателей внутреннего сгорания и других изделий. Метод обеспечивает получе-

ние отверстий диаметром 0,01—0,5 мм с максимальной глубиной 10 мм (для металлов) и 15—20 мм (для диэлектриков).

Формообразование деталей сложной формы из листа и пластин с использованием контурной резки (рис. 32.10, *б*). Метод позволяет получать детали из феррита, кремния, германия и фильеры с шириной реза 0,015—0,4 мм при наибольшей глубине обработки 3 мм. Фрезерование сквозных и глухих пазов приведено на рис. 32.10, *в*.

ЭЛО обеспечивает высокую точность и малую шероховатость обработанной поверхности. Так, шероховатость составляет: при сверлении отверстий — $^{0,4}\sqrt{}$—$^{1,6}\sqrt{}$; контурной резке — $^{0,8}\sqrt{}$—$^{Rz80}\sqrt{}$, а точность получаемых отверстий составляет ~1 % от диаметра.

К недостаткам метода относятся: необходимость использования вакуумной среды при обработке любых материалов; ограниченный круг выполняемых операций; высокая стоимость высоковольтного и вакуумного оборудования.

Светолучевая (лазерная) размерная обработка использует для съема материала при формообразовании деталей сфокусированный поток электромагнитной энергии высокой мощности, сформированный оптическим квантовым генератором (ОКГ). Светолучевая (лазерная) обработка (СЛО) во многих случаях заменяет электронно-лучевую, так как лазерная обработка ведется на воздухе и не требует специальных вакуумных камер. Она позволяет обрабатывать любые материалы независимо от их твердости и вязкости. Метод используется для сверления отверстий, вырезания заготовок, фрезерования пазов и т. д.

Благодаря созданию мощного промышленного оборудования лазерная размерная обработка используется не только для обработки прецизионных деталей, но и в машиностроении.

Схемы процессов приведены на рис. 32.11, *а, б*.

Интенсивный поток электромагнитной энергии формируется оптическим квантовым генератором (ОКГ). В зависимости от технологической задачи диаметр луча в фокусе оптической системы составляет 0,001—0,2 мм и удельная мощность $1 \cdot 10^6$—$1 \cdot 10^9$ Вт/см^2.

Падающий на поверхность обрабатываемого материала световой поток частично отражается, а основная часть его поглощается электронами проводимости в поверхностном слое материала, увеличивая их энергию. Электроны передают энергию кристаллической решетке, вызывая нагрев, плавление и испарение металла. Нагрев при СЛО ведется в импульсном режиме. При удельной мощности 10^7—10^8 Вт/см^2 тепловое воздействие луча вызывает разрушение нагреваемого материала за время одного импульса. Разрушения происходят по механизму взрывного объемного вскипания с выносом материала в виде паров и капель. Вскипанию способствуют растворенные в материале газы. В результате на участке воздействия лазерного луча формируется лунка.

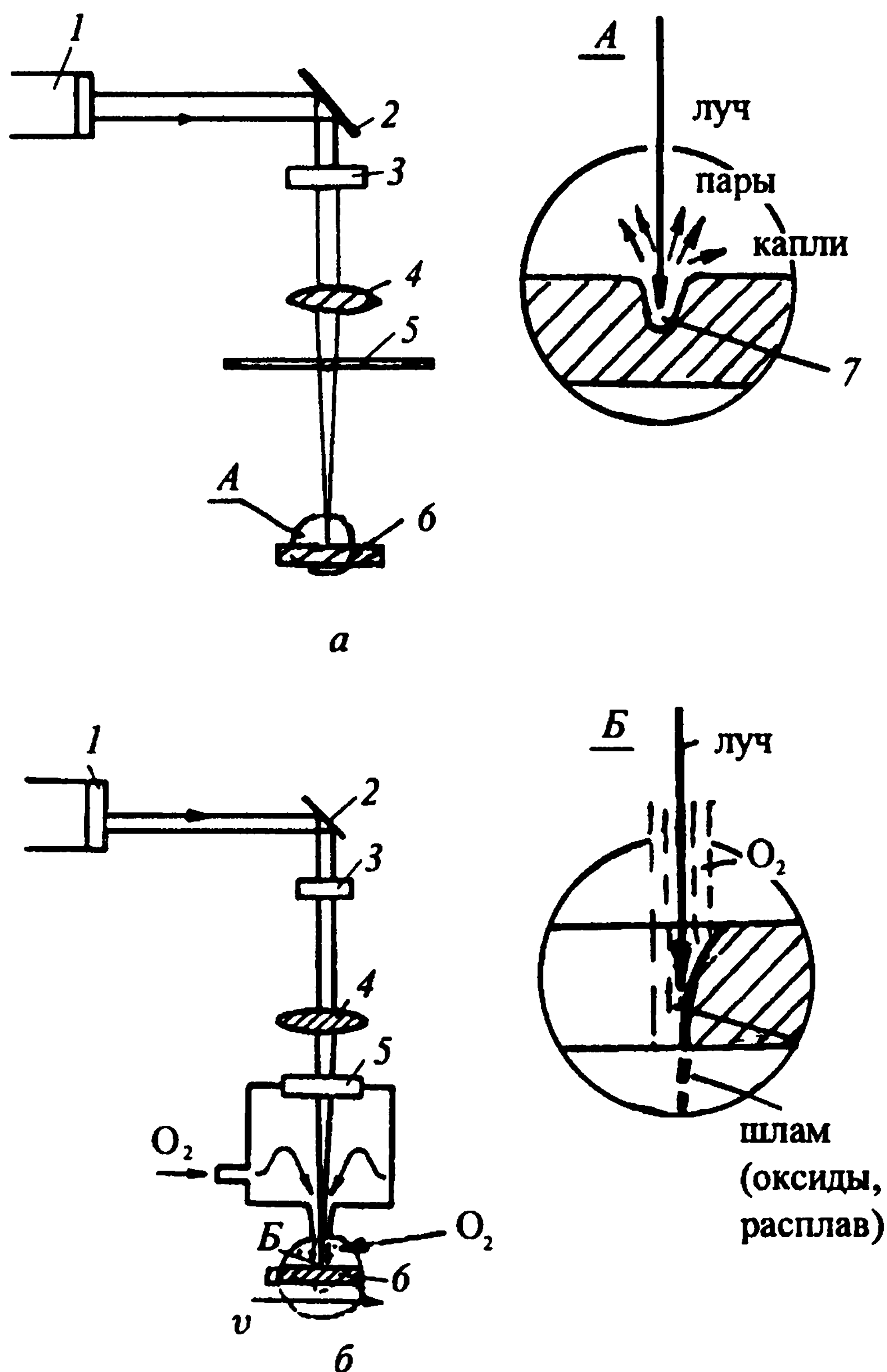


Рис. 32.11. Условные схемы лазерной обработки (*а*) и газолазерной резки (*б*):

1 — оптический квантовый генератор; *2* — зеркало; *3* — затвор; *4* — линза; *5* — окно; *6* — обрабатываемое изделие; *7* — лунка (кратер)

Практическое использование разрушения металлов объемным выкипанием и особенно испарением требует высоких энергозатрат. Заметное снижение энергозатрат достигается использованием вспомогательного газа для удаления продуктов разрушения из зоны обработки.

При лазерной резке излучение ОКГ обеспечивает локальное плавление металла, а удаление расплава из канала реза осуществляется динамическим воздействием газа (см. рис. 32.11, *б*).

В процессе облучения часть падающего светового луча отражается от обрабатываемой поверхности. Для снижения отражения при СЛО используется чернение обрабатываемой поверхности.

Эффективным способом повышения КПД процесса газолазерной резки металлов и горючих материалов (полимеров, дерева и т. п.) является использование в качестве газа струи кислорода или воздуха. Этот процесс получил название газолазерной резки. Струя кислорода способствует предварительному окислению металла и уменьшению его отражательной способности; вступая в газотермическую реакцию с нагреваемым материалом, усиливает термические воздействия светового излучения и способствует удалению расплава из зоны реза.

Технологические основы процесса СЛО. Для размерной СЛО характерны следующие схемы обработки: моноимпульсная — обработка ведется одиночным импульсом ОКГ и отверстие получают за один импульс; многоимпульсная — отверстие получают при последовательном воздействии нескольких импульсов; режим импульсной обработки с перемещением светового луча относительно заготовки; режим фрезерования и газолазерной резки с перемещением светового луча относительно заготовки.

Установлены основные соотношения параметров режима с геометрическими параметрами образующихся отверстий, пазов и резов, выполняемых СЛО. При прошивке отверстий лазером с заданной длительностью импульса глубина отверстия и его диаметр определяются из следующих соотношений:

$$h = n\sqrt[3]{\left(\frac{r_f}{\mathrm{tg}(\varphi/2)}\right)^3 + \frac{3W_и}{\mathrm{n\,tg}^2(\varphi/2)L_и}} - r_f\,\mathrm{tg}(\varphi/2); \qquad (32.9)$$

$$d = 2\sqrt[3]{r_f + \frac{3W_и\,\mathrm{tg}(\varphi/2)}{nL_и}}, \qquad (32.10)$$

где $W_и$ — энергия излучения в импульсе; $L_и$ — удельная энергия испарения вещества; r_f — радиус сфокусированного пятна; $\varphi/2$ — половинный угол раствора светового конуса; n — число импульсов при многоимпульсной прошивке.

Повышение качества и точности обработки обеспечивается уменьшением количества образующейся в процессе формирования отверстия жидкой фазы за счет обработки короткими импульсами и многоимпульсной обработки при минимальной энергии в импульсе.

При газолазерной резке взаимосвязь геометрических параметров реза с параметрами режима качественно оценивается из баланса энергии при резке:

$$hvb(c_p T_{пл} + L_{пл}) = \eta P, \qquad (32.11)$$

где b и h —глубина и ширина реза соответственно; v — скорость резки; $L_{пл}$ — удельная энергия плавления металла; η — эффективность процесса, равная произведению эффективного и термического КПД; P — суммарная мощность лазерного излучения и экзотермической реакции окисления.

Так как при лазерной резке и фрезеровании пазов ширина реза близка по своему значению к диаметру лазерного луча, то из уравнения (32.11) следует, что при резке листа толщиной h скорость резания v пропорциональна мощности P. Из того же соотношения следует, что скорость резания v обратно пропорциональна толщине листа.

Операции СЛО включают операции резки и контурной обработки листового материала, перфорации и сверления отдельных отверстий, фрезерования сквозных и глухих пазов, скрайбирования, обработки покрытий и пленочных структур.

Операции сверления прецизионных отверстий, перфорации и фрезерования пазов и скрайбирования производятся преимущественно с помощью импульсных лазеров на гранате и CO_2-лазеров, работающих в импульсном периодическом режиме.

Технологические возможности лазерной технологии на указанных операциях сравнимы с возможностями электронно-лучевой технологии.

При выполнении указанных операций обрабатывают практически любые материалы; получают отверстия малых диаметров (от нескольких микрометров до 0,3 мм) с соотношением глубины к диаметру, равным 10—25; метод используется при получении отверстий, ось которых расположена под углом к обрабатываемой поверхности; метод обеспечивает получение как глухих, так и сквозных отверстий пазов.

По своей производительности СЛО успешно конкурирует на прецизионных операциях с ЭЛО. На сегодняшний день, при выполнении прецизионных операций, СЛО уступает ЭЛО по точности, поэтому СЛО часто используют в качестве черновой обработки с последующим повышением точности методами механической, ультразвуковой или электрохимической обработки.

Наибольшее применение в промышленности среди операций СЛО нашли операции газолазерной контурной обработки и резки листовых материалов толщиной 0,2—10 мм. В этом диапазоне лазерная резка успешно конкурирует с существующими газоэлектрическими методами, обеспечивая качество реза, достаточное для того, чтобы либо полностью, либо частично исключить последующую обработку кромки. Наиболее целесообразно ее использование для получения деталей сложного контура в условиях мелкосерийного производства из наиболее применяемых конструкционных сплавов: углеродистых и нержавеющих сталей, титана и алюминия.

Ориентировочные режимы резания CO_2-лазером ($d_г$ = 0,2 мм) различных металлических материалов приведены в табл. 32.4.

Таблица 32.4. **Режимы и параметры резов конструкционных материалов и сплавов**

Материал	Толщина листа, мм	Мощность лазера, Вт	Скорость резки, м/мин	Давление газа, МПа	Параметры резов		
					ширина, мм	глубина ЗТВ, мм	шероховатость, мкм
Углеродистая сталь	1,0 10,0	1000 1000	6,0 0,37	0,15 0,15	0,41 0,82	0,08 0,4	— 80
Нержавеющая сталь	2,0	1000	3,5	0,25	0,39	0,98	—
Титан	2,0	1000	2,2	0,15	0,344	—	—
Алюминий	2,0	1000	0,2	0,15	0,377	—	—

В зоне термического влияния на поверхности реза располагается литой оплавленный металл, насыщенный газом с измененным химическим составом из-за выгорания и диффузии химических элементов. В литой зоне наблюдаются поры, трещины и внутренние напряжения. Далее следует зона

металла, испытывающего воздействия высоких температур, с измененным химическим и структурным составом.

Толщина слоя зоны термического влияния не превышает 0,2—0,5 мм, но ее наличие необходимо учитывать при оценке эксплуатационных свойств получаемых деталей. Так, обработанная поверхность сталей и титановых сплавов в результате резки упрочняется вследствие закалки, поверхность высоколегированных сталей изменяет механические свойства (коррозионную стойкость, жаропрочность и т. п.). Поэтому вопрос о необходимости последующей обработки дефектного слоя решается в каждом конкретном случае исходя из эксплуатационных требований к деталям.

Для прецизионной резки тонколистовых конструкций, прошивки отверстий и фрезерования пазов в конструкционных материалах используют импульсно-периодическое излучение твердотельных лазеров. В этом случае получают более точные и качественные резы, однако производительность резки в этом случае намного ниже. Расширяется применение лазерной и газолазерной резки и контурной обработки неметаллических материалов. Обрабатываемые материалы и режимы обработки приведены в табл. 32.5.

Таблица 32.5. **Режимы лазерной и газолазерной резки неметаллических материалов**

Материал	Толщина обрабатываемого материала, мм	Скорость резки, м/с	Мощность излучения, кВт	Используемый газ
Стеклопластик	2,4	0,01	0,2	Воздух
Кожа искусственная	3,2	0,01	0,2	»
Древесина	50,0	0,002	0,2	»
Ткань	10	0,05	0,25	

При выполнении операции резки края реза остаются чистыми, а качество краев сравнимо с получаемыми при механической резке.

32.5. Комбинированные методы размерной обработки

Комбинированными называют методы, одновременно совмещающие в одном процессе размерной обработки заготовки несколько (два и более) традиционных методов, рассмотренных выше, например химическую и механическую обработку резанием.

Комбинированные методы являются результатом научно-технического совершенствования процессов размерной обработки. Они повышают производительность, точность обработки и ее экономические показатели.

Рассмотрим возможности разработанных на сегодняшний день и освоенных промышленностью комбинированных методов на примере ультразвуковой обработки резанием, плазменно-механической обработки и электрохимического шлифования.

Ультразвуковая механическая обработка (УЗМОР) включает операции точения, фрезерования, строгания, протягивания, сверления, зенкерования и нарезания резьб.

Ультразвуковые колебания прикладываются к инструменту в осевом направлении подачи. В зависимости от кинематики движений заготовки относительно режущей кромки они могут быть продольными, крутильными и изгибными. Механизм воздействия ультразвука на процесс обработки заключается в снижении сопротивления обрабатываемого материала пластической деформации в зоне стружкообразования, снижении трения в контактных зонах и облегчении поступления смазочно-охлаждающих веществ (СОВ).

Под действием приложенных к инструменту ультразвуковых колебаний напряжения в пластически деформируемой зоне резания приобретают пульсирующий характер. Под действием пульсирующих напряжений дислокации перемещаются (также меняя знак), отходя от препятствий и преодолевая их. В результате происходит разблокировка дислокаций, число одновременно преодолеваемых препятствий снижается, повышая подвижность дислокации. И, как следствие, происходит снижение сопротивления пластической деформации в зоне резания — снижается сила резания.

Колебания инструмента улучшают подвод СОВ в контактные зоны и, повышая скорость перемещения относительно обрабатываемой поверхности, снижают коэффициент трения. Результатом этого являются снижение температуры в контактных зонах и исключение образования нароста, снижение пластической деформации обрабатываемой поверхности, ее наклепа и значения остаточных напряжений, улучшение условий схода стружки, повышение износостойкости режущего инструмента.

При точении режущая кромка совершает колебания перпендикулярно обрабатываемой поверхности со значением амплитуды $2A \approx 18$ мкм. При фрезеровании торцевыми и концевыми фрезами используют крутильные УЗК, а при протягивании — продольные. Черновое сверление выполняется с продольными, а рассверливание — с крутильными УЗК. Наиболее эффективно использование УЗК при нарезании наружных и внутренних резьб. При нарезании резьбы метчиком и плашками оно выполняется с наложением продольных колебаний и позволяет уменьшить в 6—8 раз момент резания, предотвратить налипание стружки на режущие кромки при обработке титана, повысить стойкость инструментов, снизить наклеп металла в зоне обработки,

сократить трудоемкость операции, производя нарезку меньшим числом метчиков (например, сразу вторым).

В качестве оборудования при ультразвуковом механическом резании используются стандартные станки, оснащенные сменными ультразвуковыми головками. Эффективность применения способа определяется надежностью работы ультразвуковых головок и качеством акустических контактов.

Плазменно-механическая обработка включает локальный нагрев срезаемого слоя плазменной струей и последующий съем этого слоя режущим инструментом.

Основные затраты энергии при резании идут на пластическую деформацию обрабатываемого металла выше поверхности среза. Установлено, что в зоне стружкообразования в процессе пластической деформации углеродистая сталь нагревается до температур, не превышающих 300 °С. Термический нагрев зоны до 800—1000 °С увеличивает ее пластичность. При этом снижается усилие деформаций — усилие резания — и уменьшается объем металла, вовлеченного в упругопластическую деформацию при резании.

Удаляемый при резании металл нагревают плазменным электрическим разрядом на расстоянии, исключающем разогрев режущего инструмента. Регулированием тока разряда обеспечивается нагрев металла на глубину резания до высоких температур.

Увеличение пластичности материала и снижение его сопротивления деформированию позволяют увеличить производительность процесса резания, при этом в 2—3 раза возрастает стойкость режущего инструмента. Режимы плазменно-механической обработки некоторых материалов приведены в табл. 32.6. Из приведенных результатов следует, что при черновом точении нагрев увеличивает производительность обработки в 4—8 раз.

Таблица 32.6. **Режимы плазменно-механической обработки сталей**

Обрабатываемая заготовка	Режимы				Повышение производительности, %
	нагрева		резания		
	Ток, А	Напряжение, В	Скорость резания, м/мин	Глубина резания, мм	
	Точение				
Слиток 10ГН2МФА	300	400	18	25	700
Отливка 110Г13Л	600	130	10	5	800
Поковка 15Ч2Н2МФА	260	140	100	7	400

Процесс чистовой обработки проводится на тех же станках, но уже без использования плазменного нагрева. Для плазменно-механической обработки используются стандартные станки, оснащенные плазменной установкой мощностью 150 кВА с рабочим током 200—500 А, напряжением 100—270 В. В качестве плазмообразующего газа в плазматроне используют воздух.

Электрохимическое шлифование (ЭХШ) выполняют токопроводящим алмазным или абразивным кругом на металлической связке, являющимся катодом в электролите. Преимущества ЭХШ по сравнению с традиционным шлифованием следующие:

- исключаются сколы и трещины в металле при обработке хрупких сплавов (типа ЮНДК35Т);
- исключаются прижоги при обработке вязких сталей (типа 12Х18Н9Т);
- резко повышается производительность.

Чистовое ЭХШ позволяет выйти на предельно возможную чистоту обработки обычным методом $^{0,1}\surd$.

При электрохимическом шлифовании несколько снижается износ круга и его засаливание, обеспечивается обработка материалов, образующих нерастворимые пленки, исключающие обработку материала методами ЭХО.

Контрольные вопросы

1. Какова физическая сущность электрофизических методов размерной обработки?
2. Каковы сущность электрохимической обработки и область ее применения?
3. Назовите основные параметры электроэрозионной обработки и требования к материалу изделия.
4. Назовите механизм разрушения и пути снижения износа электрода-инструмента при ЭЭО и ЭХО.
5. Чем определяются точность и качество поверхности при ЭЭО?
6. Назовите технологические возможности лазерной обработки (обрабатываемый материал, операции обработки).
7. Возможны ли ЭЭО и ЭХО керамики?

Использованная литература

Абраимов Н. В., Елисеев В. С., Крымов В. В. Авиационное материаловедение и технология обработки металлов/Под ред. Н.В. Абраимова. — М.: Высшая школа, 1998. 444 с.

Амитан Г. Л., Байсуков И. А., Волосатов В. А. и др. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки. — Л.: Машиностроение, 1988. 717 с.

Анисимов Н. Ф., Благов Б. Н. Проектирование литых деталей. — М.: Машиностроение, 1967. 272 с.

Беттеридж У. Жаропрочные стали типа нимоник. — М.: Металлургия, 1961. 381с.

Бирюков Б. Н. Электрофизические и электрохимические методы размерной обработки. — М.: Машиностроение, 1981. 127 с.

Бобров Ф. В. Основы теории резания металлов. — М.: Машиностроение, 1975. 344 с.

Бокштейн С. З. Строение и свойства металлических сплавов. — М.: Металлургия, 1971. 496 с.

Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. Пер. с англ./Под ред. Я. С. Уманского. — М.: Мир, 1976. 172 с.

Верещака Д. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. — М.: Машиностроение, 1993. 336 с.

Воздвиженский В. М., Грачев В. А., Спасский В. В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. — М.: Машиностроение, 1984. 432 с.

Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Том I. — М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. 756 с.

Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей/М. Х. Шоршеров, А. И. Колпашников, В. И. Костиков и др./Под ред. М. Х. Шоршерова. — М.: Машиностроение, 1981. 272 с.

Воскобойников В. Г., Кудрин В. А., Якушев А. М. Общая металлургия. — М.: Металлургия, 1985. 480 с.

Геллер Ю. А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1975. 584 с.

Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. Материаловедение. — М.: Металлургия, 1989. 456 с.

Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1974. 368 с.

Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. — М.: Металлургия. 1985. 408 с.

Григорович В. К. Металлическая связь и структура металлов. — М.: Наука, 1988. 296 с.

Григорьянц А. Г., Соколов А. А. Лазерная резка металлов. — М.: Высшая школа, 1988. 124 с.

Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1986. 542 с.

Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов / Отв. ред. Замков В.Н. — Киев: Наукова Думка, 1990.

Дальский А. М. и др. Технология конструкционных материалов. — М.: Машиностроение, 1992. 447 с.

Дубинин Г. Н., Тананов А. И. Авиационное материаловедение. — М.: Машиностроение, 1988. 320 с.

Единая система допусков и посадок. Общие положения, ряды допусков и основных отклонений. ГОСТ 25346—89. — М.: Издательство стандартов, 1989.

Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления/Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. — Киев: Наукова Думка, 1987. 256 с.

Журавлев В. Н., Николаева В. И. Машиностроительные стали: Справочник. — М.: Машиностроение, 1992. 480 с.

Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. — М.: Металлургия, 1978.292 с.

Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1983. 351 с.

Зорев Н. Н. и др. Развитие науки о резании металлов. — М.: Машгиз, 1967.

Иванов В. Н. Словарь-справочник по литейному производству. — М.: Машиностроение, 1990. 384 с.

Ильин А. А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. — М.: Наука, 1994. 304 с.

Каменев Е. И., Мясников Г. Д., Платонов М. Н. Применение пластических масс: Справочник. — Л.: Химия, 1985. 445 с.

Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Вишняков Л. Р. Новые композиционные материалы. — Киев: Вища школа, 1977. 312 с.

Карпман М. Г., Ровнова В. Д., Тибрин Г. С. Основы литейного производства и обеспечение технологичности отливок. - М.: Изд-во МАИ, 1992. 91 с.

Коваленко В. С. Технология и оборудование электрофизических и электрохимических методов обработки материалов. — Киев: Вища школа, 1983. 176 с.

Коваленко В. С., Головко Л. Ф., Черненко В. С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. — Киев: Техника, 1990. 192 с.

Колачев Б. А., Ливанов Б. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1981. 416 с.

Композиционные материалы: Справочник/В. В. Васильев, В. Д. Протасов, В. В. Болотин и др./Под ред. В. В. Васильева, Ю. М. Тарнопольского. — М.: Машиностроение, 1990. 512 с.

Портной К. И., Бабич Б. Н., Светлов И. Л. Композиционные материалы на никелевой основе. — М.: Металлургия, 1979. 264 с.

Конструкционные материалы: Справочник/Б. Н. Арзамасов, В. А. Брострем, Н. А. Буше и др./ Под ред. Б. Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1990. 688 с.

Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах: Пер. с англ. — М.: Металлургиздат, 1958. 267 с.

Кочергин К. А. Контактная сварка. — Л.: Машиностроение, 1997.

Кривоухов В. А., Петруха П. Г. и др. Резание конструкционных материалов, режущие инструменты и станки. — М.: Машиностроение, 1974. 607 с.

Курдюмов Г. В. Явления закалки и отпуска стали. — М.: Металлургиздат, 1960. 64 с.

Курдюмов Г. В. О природе бездиффузионных (мартенситных) превращений. — М.: МИТОМ, №2, 1997, с. 31.

Курц В., Зам П. Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. Пер. с нем. — М.: Металлургия, 1980. 272 с.

Лахтин Ю. М. Материаловедение. — М.: Машиностроение, 1993. 448 с.

Лахтин Ю. М, Коган Я. Д. Азотирование стали. — М.: Машиностроение, 1976. 255 с.

Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. — М. Машиностроение, 1990. 528 с.

Лашко С. В., Лашко Н. Ф. Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1988.

Литейное производство/А. М. Михайлов, В. В. Баулин, Б. Н. Благов и др./Под ред. А. М. Михайлова — М.: Машиностроение, 1987. 256 с.

Литье по выплавляемым моделям/В. Н. Иванов, С. А. Казеннов, Б. С. Курчман и др./ Под ред. Я. И. Шкленника, В. А. Озерова. — М.: Машиностроение, 1984. 408 с.

Лифшиц Л. С., Хакимов А. В. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1989.

Мальцев В. М. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов.- М.: Металлургия, 1970. 364 с.

Марковец М. П. Определение механических свойств металлов по твердости. - М.: Машиностроение, 1979. 191 с.

Марочник сталей и сплавов/В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С.А. Вяткин и др./ Под ред. В. Г. Сорокина. — М.: Машиностроение, 1989. 640 с.

Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1983. 192 с.

Материаловедение/Б. И. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др./Под ред. Б. Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1986. 384 с.

Матюнин В. М. Механические и технологические испытания и свойства конструкционных материалов. — М.: Изд-во МЭИ, 1996. 124 с.

Международный транслятор современных сталей и сплавов. Том 1/Под ред. В. С. Кершенбаума. — М.: Центр «Наука и техника», 1992. 1193 с.

Металлообрабатывающий твердосплавный инструмент: Справочник/В. С. Самойлов и др. — М.: Машиностроение, 1988. 368 с.

Миличенко С. С. и др. Сварка и свариваемые материалы: Справочник в 2-х т. (т. 2) — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1996.

Могилев В. К., Лев О. И. Справочник литейщика. — М.: Машиностроение, 1988. 272 с.

Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов/Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. 336 с.

Напряжения и деформации при сварке/Б. С. Касаткин, В. М. Прохоренко, Н. М. Чертов. Киев: Вища школа, 1997.

Никифоров Г. Д. и др. Технология и оборудование сварки плавлением. — М.: Машиностроение, 1978.

Николаев Г. А. и др. Сварка в машиностроении (справочник в 4-х т.). — М.: Машиностроение, 1978.

Новиков В. И. Дефекты кристаллического строения. — М.: Металлургия, 1983. 232 с.

Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1980. 280 с.

Одинг И. А. Теория дислокации в металлах и ее применение. — М.: АН СССР, 1959. 84 с.

Отливки из металлов и сплавов. Допуски размеров, массы и припуски на механическую обработку. ГОСТ 26645—85. — М.: Издательство стандартов, 1989. 56 с.

Панин В. Е., Дударев Е. Ф., Бушнев Л. С. Структура и механические свойства твердых растворов замещения. — М.: Металлургия, 1971. 206 с.

Подшипники качения: Справочное пособие/Под ред. И. А. Спицина, А. И. Пришевского. — М.: Машгиз, 1961. 828 с.

Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД/Под ред. С. И. Яцика. —М.: Машиностроение, 1995. 256 с.

Производство отливок из сплавов цветных металлов/А. В. Курдюмов, А. В. Пикунов, В. М. Чурсин и др. — М.: «МИСИС», 1996. 504 с.

Промышленные цветные металлы и сплавы/А. П. Смирягин, Н. А. Смирягина, В. М. Белова. — М.: Металлургия, 1974. 488 с.

Радиусы закруглений и фаски. Размеры. ГОСТ 10948—64. — М.: Издательство стандартов, 1979.

Рыкалин Н. Н., Зуев И. В., Углов А. А. Основы электронно-лучевой обработки материалов. — М.: Машиностроение, 1978. 239 с.

Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Кокора А. Н. Лазерная обработка материалов. — М.: Машиностроение, 1975. 296 с.

Савицкий Е. М., Клячко В. С. Металлы космической эры. — М.: Металлургия, 1978. 128 с.

Сварка и сварочные материалы (в 3-х т.): Т. 1. Свариваемость материалов / Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Металлургия, 1991.

Святкин Б. К., Егорова М. Б. Производство отливок в кокили. — М.: Высшая школа, 1989, 223 с.

Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1976. 568 с.

Сомов А. И., Тихоновский М. А. Эвтектические композиции. — М.: Металлургия, 1975. 304 с.

Специальные способы литья: Справочник /В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич и др./Под ред. В. А. Ефимова. — М.: Машиностроение, 1991. 436 с.

Справочник по алюминиевым сплавам /Ю. Г. Гольдер, В. М. Гришина, В. Е. Дорохина и др./ Под ред. В. И. Елагина. — М.: ВИЛС, 1978. 132 с.

Справочник по электротехническим материалам: Т. 2./Под ред. Ю. В. Корицкого и др. — М.: Энергоатомиздат, 1987. 464 с.

Старков В. К. Дислокационные представления о резании металлов. — М.: Машиностроение, 1979. 160 с.

Старков В. К. Обработка резанием. — М.: Машиностроение, 1989. 291 с.

Степанов Ю. А., Баландин Г. Ф., Рыбкин В. А. Технология литейного производства: Структура и свойства композиционных материалов/К. И. Портной, С. Е.Салибеков, И. Л. Светлов и др. — М.: Машиностроение, 1979. 255 с.

Структура и коррозия металлов и сплавов: Атлас/И. Я. Сокол, Е. А. Ульянин, Э. Г. Фельдгандлер и др./Под ред. Е. А. Ульянина. — М.: Металлургия, 1989. 400 с.

Специальные виды литья. — М.: Машиностроение, 1983. 287 с.

Строение и свойства авиационных материалов/Под ред. А. Ф. Белова, В. В. Николенко. — М.: Металлургия, 1989. 368 с.

Талантов Н. В. Физические основы процессов резания, изнашивания и разрушения инструмента. — М.: Машиностроение, 1992.

Теория сварочных процессов/В. Н. Волченко, В. М. Ямпольский, В. А. Винокуров и др./Под ред. В. Б. Фролова. — М.: Высшая школа, 1988

Технологичность конструкции изделия: Справочник/Ю. Д. Амиров, Т. К. Алферова, П. Н. Волков и др.; Под ред. Ю. Д. Амирова. — М.: Машиностроение, 1990. 768 с.

Технология и оборудование контактной сварки/Б. Д. Орлов, А. А. Чакалев, Ю. В. Дмитриев и др./Под ред. Б. Д. Орлова. — М.: Машиностроение, 1988.

Технология металлов и материаловедение/Б. В. Кнорозов, Л. Ф. Усова, А. В. Третьякова и др. — М.: Металлургия, 1987. 800 с.

Технология производства титановых самолетных конструкций/А. Г. Братухин, Б. А. Колачев, В. В. Садков и др. — М.: Машиностроение, 1995. 448 с.

Тимощук Л. Т. Механические испытания металлов. — М.: Металлургия, 1971. 224 с.

Титов Н. Д., Степанов Ю. А. Технология литейного производства. — М.: Машиностроение, 1985. 400 с.

Троицкий В. А., Валевич М. Н. Неразрушающий контроль сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1988.

Фетисов Г. П. Сварка и пайка в авиационной промышленности. — М.: Машиностроение, 1983.

Фролов В. В. и др. Теоретические основы сварки. — М.: Высшая школа, 1970.

Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1969. 749 с.

Хоникомб Р. В. Пластическая деформация металлов. Пер. с англ. — М.: Мир, 1972. 408 с.

Цветное литьё: Справочник/Н. М. Галдин, Д. Ф. Чернега, Д. Ф. Иванчук и др./Под ред. Н. М. Галдина. — М.: Машиностроение, 1989. 528 с.

Чаттерджи-Фишер Р. и др. Азотирование и карбонитрирование. Пер. с нем./Под ред. А. В. Супова. — М.: Металлургия, 1990. 280 с.

Оглавление

Предисловие ... 3

Раздел 1. Основы строения и свойств материалов ... 4

Глава 1. Кристаллическое строение и свойства металлов ... 6
1.1. Основные типы кристаллических решеток ... 6
1.2. Кристаллографические направления и плоскости ... 8
1.3. Анизотропия в кристаллах ... 10
1.4. Аллотропия металлов ... 10
1.5. Дислокационная структура и прочность металлов ... 11
1.5.1. Понятие о дислокациях и других дефектах кристаллической решетки ... 12
1.5.2. Дислокационный механизм упругопластической деформации ... 15
1.5.3. Основные элементы дислокационной структуры ... 18
1.6. Наклеп металла ... 23

Глава 2. Механические свойства материалов и методы их определения ... 24
2.1. Общие понятия о нагрузках, напряжениях, деформациях и разрушении материалов ... 24
2.2. Механические свойства и классификация методов механических испытаний материалов ... 28
2.3. Механические свойства, определяемые при статическом нагружении ... 29
2.3.1. Испытания на растяжение ... 29
2.3.2. Испытания на твердость ... 37
2.3.3. Испытания на трещиностойкость ... 40
2.4. Механические свойства, определяемые при динамическом нагружении ... 42
2.4.1. Испытания на ударную вязкость ... 42
2.4.2. Испытания на хладноломкость и критическую температуру хрупкости ... 44
2.5. Механические свойства, определяемые при циклическом нагружении ... 46
2.5.1. Испытания на усталость ... 46
2.5.2. Разрушение при усталости ... 48
2.6. Безобразцовый метод определения механических свойств ... 49
2.6.1. Физико-механическая основа метода ... 50
2.6.2. Определение показателей прочности ... 54
2.6.3. Применение метода ... 55

Глава 3. Основы теории сплавов 58
3.1. Понятие о металлических сплавах 58
3.2. Виды двойных сплавов 59
3.3. Диаграммы состояния двойных сплавов и характер изменения свойств в зависимости от состава сплавов 61
3.4. Понятие о методах исследования строения и свойств сплавов 70

Глава 4. Сплавы на основе железа 72
4.1 Диаграмма состояния железо — углерод 72
4.2. Классификация углеродистых сталей 76
4.3. Влияние постоянных примесей на углеродистые стали 77
4.4. Влияние углерода на свойства углеродистых сталей и их применение 80
4.5. Углеродистые качественные стали 84
4.6. Автоматные стали 87
4.7. Углеродистые инструментальные стали 88
4.8. Чугуны 90
4.8.1. Белый чугун 91
4.8.2. Серый чугун 91
4.8.3. Высокопрочный чугун 94
4.8.4. Ковкий чугун 94

Глава 5. Основы термической обработки и поверхностного упрочнения сплавов 97
5.1. Общие положения и определения 97
5.2. Термическая обработка стали 99
5.2.1. Превращения в стали при равновесном нагреве и охлаждении 99
5.2.2. Диаграмма изотермических превращений аустенита. Мартенситное превращение 101
5.2.3. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении 107
5.2.4. Основные виды термической обработки стали 110
5.3. Понятие о термомеханической обработке стали 117
5.4. Понятие о термообработке сплавов с переменной растворимостью компонентов 118
5.5. Поверхностное упрочнение металлов и сплавов 120
5.5.1. Химико-термическая обработка. Общие закономерности 120
5.5.2. Диффузионное насыщение сплавов углеродом и азотом 122
5.5.3. Диффузионное насыщение сплавов металлами и неметаллами 127
5.5.4. Поверхностная закалка стали 129
5.5.5. Лазерная термическая обработка 130
5.5.6. Лазерная химико-термическая обработка (ЛХТО) 133

Глава 6. Поведение материалов в особых условиях 134
6.1. Жаростойкость и методы ее повышения 135
6.2. Жаропрочность и методы ее повышения. Явление ползучести 136

6.2.1. Испытания на ползучесть 136
6.2.2. Пути повышения жаропрочности 139
6.3. Термическая усталость. Влияние температуры испытания 141
6.4. Низкие температуры 142
6.5. Радиационное облучение 144
6.6. Глубокий вакуум 145

Глава 7. Легированные стали 147
7.1. Влияние легирующих элементов и примесей на дислокационную структуру и свойства стали 147
7.2. Классификация легированных сталей 154
7.3. Маркировка легированных сталей 155
7.4. Цементуемые (нитроцементуемые) легированные стали 159
7.5. Улучшаемые легированные стали 161
7.6. Высокопрочные стали 163
7.7. Пружинные стали общего назначения 165
7.8. Шарикоподшипниковые стали 166
7.9. Износостойкая высокомарганцевая аустенитная сталь 167
7.10. Коррозионностойкие (нержавеющие) стали и сплавы 167
7.12. Жаростойкие и жаропрочные стали 172

Глава 8. Цветные металлы и сплавы 176
8.1. Сплавы на основе легких металлов 176
8.1.1. Магний и его сплавы 177
8.1.2. Алюминий и его сплавы 180
8.1.3. Титан и его сплавы 191
8.2. Медь и ее сплавы 197
8.2.1. Латуни 199
8.2.2. Бронзы 202
8.3. Жаропрочные и жаростойкие никелевые сплавы 205
8.3.1. Жаростойкие сплавы (нихромы) 205
8.3.2. Жаропрочные сплавы 206
8.3.3. Термическая обработка жаропрочных никелевых сплавов 208
§ 8.4. Тугоплавкие металлы и сплавы на их основе 210

Глава 9. Неметаллические материалы 215
9.1. Полимеры 216
9.1.1. Молекулярная структура полимеров 216
9.1.2. Термомеханические свойства полимеров 220
9.2. Пластмассы 225
9.2.1. Термопластичные пластмассы 226
9.2.2. Полярные термопласты 228
9.2.3. Термореактивные пластмассы 231
9.2.4. Пластмассы с порошковыми наполнителями 236

9.2.5. Газонаполненные пластмассы 237
9.3. Резины 239
9.3.1. Технология приготовления резиновых смесей и формообразования деталей из резины 241
9.3.2. Приготовление резиновых смесей и формообразование деталей из резины 246
9.3.3. Формообразование деталей из резины 246
9.3.4. Влияние условий эксплуатации на свойства резин 248

Глава 10. Композиционные материалы 251
10.1 Принципы создания и основные типы композиционных материалов 251
10.2. Композиционные материалы с нуль-мерными наполнителями 253
10.2.1. Композиционные материалы с алюминиевой матрицей 254
10.2.2. Композиционные материалы с никелевой матрицей 256
10.3. Композиционные материалы с одномерными наполнителями 257
10.3.1. Упрочнение волокнами 258
10.3.2. Армирующие материалы и их свойства 263
10.3.3. Получение композиционных материалов на металлической основе, армированных волокнами 272
10.3.4. Композиционные материалы с алюминиевой матрицей 274
10.3.5. Композиционные материалы на никелевой матрице 278
10.4. Эвтектические композиционные материалы 279
10.4.1. Эвтектические композиционные материалы на алюминиевой основе 280
10.4.2. Эвтектические композиционные материалы на основе никеля 282
10.5. Композиционные материалы на неметаллической основе 284
10.5.1. Свойства композиционных материалов с полимерной матрицей 285
10.5.2. Обработка и соединение композиционных материалов 295

Раздел 2. Основы литейного производства 298

Глава 11. Физическая природа и условия кристаллизации 298
11.1. Металлургические основы плавки 298
11.2. Влияние строения и свойств металлических расплавов на процесс литья ... 302
11.3. Физическая природа кристаллизации металлов 304
11.4. Факторы, определяющие продолжительность затвердевания отливок 306
11.5. Строение слитка 307
11.6. Влияние сверхбыстрой кристаллизации на структуру и свойства металлов и сплавов 308

Глава 12. Литейные свойства сплавов 309
12.1. Жидкотекучесть сплавов и факторы, влияющие на нее 309
12.2. Усадка сплавов 312
12.3. Ликвация и газы в литейных сплавах 315

Глава 13. Литье в песчаные формы 316
13.1. Технологические основы литейного производства 316
13.2. Технологические особенности литья в песчаные формы 319

Глава 14. Специальные способы литья 325
14.1. Способы литья в специальные формы 325
14.1.1. Литье в оболочковые формы 325
14.1.2. Литье по выплавляемым моделям 327
14.1.3. Литье в кокиль 335
14.2. Литье с применением внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл 341
14.2.1. Литье под давлением 341
14.2.2. Литье под низким давлением 344
14.2.3. Литье вакуумным всасыванием 346
14.2.4. Литье с кристаллизацией под давлением 348
14.2.5. Центробежное литье 351
14.2.6. Литье выжиманием 354
14.3. Способы литья с непрерывным процессом формирования отливки 355
14.3.1. Непрерывное и полунепрерывное литье 355
14.3.2. Электрошлаковое литье (ЭШЛ) 357

Глава 15. Получение отливок методом направленной кристаллизации 359
15.1. Структура и фазовый состав литейных жаропрочных никелевых сплавов . 361
15.2. Физико-химические основы направленной кристаллизации сплавов 364
15.3. Технологические основы получения отливок со столбчатой структурой..... 365
15.4. Монокристаллическое литье 367
15.5. Эвтектические композиты (направленно-кристаллизованные эвтектики) ... 370

Глава 16. Обеспечение технологичности литых деталей 371
16.1. Требования к отливкам 371
16.2. Технологичность конструкции отливок 378
16.3. Сравнительная оценка способов литья и рекомендации по их выбору 386

Раздел 3. Обработка металлов давлением 390

Глава 17. Физико-механические основы обработки металлов давлением..390
17.1. Понятие о механизме пластического деформирования при обработке давлением 390
17.2. Основные параметры, характеризующие пластическую деформацию при обработке металлов давлением 392
17.3. Влияние различных факторов на пластичность металлов и сопротивление пластическому деформированию 393

Глава 18. Нагрев металла для обработки давлением и нагревательные устройства....397
18.1. Назначение и режимы термического нагрева....397
18.2. Нагревательные устройства....400

Глава 19. Получение машиностроительных профилей....402
19.1. Прокатное производство....402
19.2. Производство распространенных видов проката....406
19.3. Производство бесшовных и сварных труб....407
19.4. Производство специальных видов проката....409
19.5. Волочение....411
19.6. Прессование....414

Глава 20. Получение машиностроительных заготовок....416
20.1. Ковка....417
20.2. Горячая объемная штамповка (ГОШ)....419
20.3. Разновидности горячей объемной штамповки....420
20.4. Специализированные методы получения поковок....425
20.5. Исходные материалы и резка заготовок для машиностроительных поковок....427
20.6. Отделочные операции после ГОШ....428
20.7. Основные этапы технологического процесса горячей объемной штамповки....429
20.8. Технологические особенности ковки и штамповки цветных высоколегированных и труднодеформируемых металлов и сплавов....431
20.9. Холодная объемная штамповка....432

Глава 21. Листовая штамповка (ЛШ)....434
21.1. Разделительные операции листовой штамповки....435
21.2. Формообразующие операции листовой штамповки....437
21.3. Оборудование и инструмент для листовой штамповки....440
21.4. Другие способы листовой штамповки....441

Раздел 4. Сварка и пайка металлов....445

Глава 22. Физико-химические основы образования сварного соединения....445
22.1. Образование сварного соединения. Определение сварки....445
22.2. Особенности применения сварки плавлением и давлением....448

Глава 23. Термические виды сварки....449
23.1. Сварочные источники теплоты....449
23.2. Ручная дуговая сварка....457
23.3. Автоматическая дуговая сварка под флюсом....460
23.4. Электрошлаковая сварка....462

23.5. Дуговая сварка в защитных газах ... 463
23.6. Плазменная сварка ... 468
23.7. Электронно-лучевая сварка ... 469
23.8. Сварка в вакууме полым катодом ... 470
23.9. Лазерная сварка ... 471
23.10. Газовая сварка ... 472

Глава 24. Термомеханические методы сварки ... 473
24.1. Контактная сварка ... 473
24.2. Конденсаторная сварка ... 482
24.3. Диффузионная сварка ... 482
24.4. Индукционно-прессовая (высокочастотная) сварка ... 484

Глава 25. Механические методы сварки ... 486
25.1. Холодная сварка ... 486
25.2. Сварка взрывом ... 488
25.3. Ультразвуковая сварка ... 490
25.4. Сварка трением ... 492
25.5. Магнитоимпульсная сварка ... 493

Глава 26. Сопутствующие процессы при сварке. Особенности сварки конструкционных материалов ... 494
26.1. Свариваемость ... 494
26.2. Характеристика свариваемости металлов и сплавов ... 507

Глава 27. Сварка пластмасс ... 515
27.1. Классификация способов сварки пластмасс ... 515
27.2. Сварка нагретым газом ... 516
27.3. Сварка экструдируемой присадкой (расплавом) ... 516
27.4. Контактная тепловая сварка ... 516
27.5. Сварка ультразвуком, трением и вибротрением ... 517
27.6. Сварка токами высокой частоты и ИК-лучами ... 518
27.7. Сварка лазером и световым лучом ... 519

Глава 28. Специальные термические процессы в сварочном производстве ... 520
28.1. Резка ... 520
28.2. Наплавка ... 522
28.3. Напыление ... 523

Глава 29. Пайка металлов ... 524
29.1. Основные понятия и определения ... 524
29.2. Способы пайки ... 528
29.3. Технологический процесс пайки ... 538
29.4. Особенности пайки материалов ... 540

29.5. Конструирование паяных соединений 544

Глава 30. Контроль качества сварных и паяных соединений 546
30.1. Дефекты сварных и паяных соединений 546
30.2. Методы контроля качества сварных и паяных соединений 547

Раздел 5. Основы размерной обработки заготовок деталей машин 555

Глава 31. Основы механической обработки резанием 557
31.1. Сущность и схемы способов обработки 557
31.2. Параметры технологического процесса резания 561
31.3. Физико-химические и механические основы процесса резания 565
31.4. Тепловые процессы в зоне резания и смазочно-охлаждающие среды 570
31.5. Влияние вибрации системы СПИД и технологической наследственности на качество обработанных поверхностей 571
31.6. Инструментальные материалы 572
31.7. Износ режущего инструмента. Параметры износа 577
31.8. Определение параметров оптимального режима резания 580
31.9. Металлорежущие станки 583
31.10. Технологические возможности и область применения способов резания. 585
31.11. Обрабатываемость конструкционных материалов резанием 592

Глава 32. Основы физико-химических методов размерной обработки 594
32.1. Электроэрозионная размерная обработка (ЭЭО) 594
32.2. Электрохимическая размерная обработка (ЭХО) 603
32.3. Ультразвуковая абразивная размерная обработка 609
32.4. Лучевые методы размерной обработки 613
32.5. Комбинированные методы размерной обработки 621

Литература 625

Учебное издание

Фетисов Геннадий Павлович, **Карпман** Марк Григорьевич,
Матюннн Вячеслав Михайлович, **Гаврнлюк** Валерий Степанович,
Соколов Владимир Сергеевич, **Соколова** Наринэ Христофоровна,
Тутатчикова Людмила Васильевна, **Спнрихин** Иван Павлович,
Гольцов Владимир Аркадьевич

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ МЕТАЛЛОВ

Редактор *Т.С. Костян*
Художник *В.Т. Васильев*
Художественный редактор *Ю.Э. Иванова*
Технический редактор *Л.А.Овчинникова*
Компьютерный набор и верстка *С.Ч. Соколовский*
Корректор *Г.И. Кострикова*

ЛР №010146 от 25.12.96. Изд. № Х/Е-208. Подп. в печать 19.10.2000.
Формат $60\times88^{1}/_{16}$. Бум. газетн. Гарнитура Таймс. Печать офсетная.
Объем 39,20 усл. печ. л., 39,20 усл. кр.-отт, 42,26 уч.-изд. л.
Тираж 15000 экз. Заказ №**204**

ГУП «Издательство «Высшая школа», 101430, Москва, ГСП-4,
Неглинная ул, д. 29/14.

Факс: 200-03-01, 200-06-87 E-mail: V-Shkola@g23.relcom.ru
http: //www.v-shkola.ru

Отпечатано в ОАО «Оригинал». 101898, Москва, Центр, Хохловский пер., 7.